



FACULDADE DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE DO PORTO
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais
Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais

**UTILIZAÇÃO DA ANÁLISE TÉRMICA NA PREVISÃO DA
RESISTÊNCIA À TRACÇÃO DE FERROS FUNDIDOS
CINZENTOS DE GRAFITE LAMELAR**

Dissertação realizada por: Rui Pedro Moura de Oliveira
Orientador: Professor Doutor Carlos Alberto Silva Ribeiro
Porto, Setembro de 2009

<i>CANDIDATO</i>	Rui Pedro Moura de Oliveira		<i>Código</i> 050508015
<i>Título</i>	Utilização da análise térmica na previsão da resistência à tracção de ferros fundidos cinzentos de grafite lamelar		
<i>DATA</i>	14 de Setembro de 2009		
<i>LOCAL</i>	Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto - Sala C-603 - 11:30h		
<i>JÚRI</i>	<i>Presidente</i>	Professor Doutor Luís Filipe Malheiros Freitas Ferreira	DEMM/FEUP
	<i>Arguente</i>	Professor Doutor Fernando António Portela Sousa Castro	DEM/EEUM
	<i>Orientador</i>	Professor Doutor Carlos Alberto Silva Ribeiro	DEMM/FEUP

Agradecimentos

Quero agradecer ao meu orientador, Professor Doutor Carlos Alberto Silva Ribeiro, pelo apoio e acompanhamento ao longo deste trabalho, ao Engenheiro António Esteves, por me ter possibilitado a realização do estágio na DuritCast, e ao Engenheiro Vítor Anjos, pelo tempo e disponibilidade para socorrer muitas das dúvidas que surgiram ao longo deste trabalho.

Quero deixar aqui também uma palavra de apreço muito especial aos meus colegas de curso Valter Andrade e João Cunha.

Não quero deixar de referir todos aqueles que, directa ou indirectamente, contribuíram para que conseguisse terminar este trabalho, em especial aqueles que me estão mais próximos e que sempre acreditaram em mim, deixando um agradecimento muito especial ao meu irmão, à minha cunhada e à minha namorada, que tanta força me deu nos momentos mais difíceis.

Resumo

Neste trabalho é proposto o uso da análise térmica para prever a resistência à tracção de ferros fundidos de grafite lamelar da classe EN-GJL-200 e EN-GJL-250.

O trabalho foi desenvolvido na DuritCast, uma fundição portuguesa, que recentemente adquiriu um sistema de análise térmica para controlo da produção de ferros fundidos.

Para a liga EN-GJL-200 foi possível provar que existe uma correlação entre a temperatura de *liquidus* e a resistência à tracção. Ao aumento da temperatura de *liquidus* corresponde um aumento na resistência à tracção. Também, o efeito do teor em cobre tem de ser considerado, já que tem influência na resistência à tracção. Assim, para um teor em cobre fixo e através da temperatura de *liquidus* obtida por análise térmica, provou-se ser possível prever a resistência à tracção para esta classe de ferros fundidos.

Para a liga EN-GJL-250 os pontos experimentais foram insuficientes para produzir conclusões acerca do objectivo deste trabalho.

No final do trabalho são apresentadas sugestões sobre trabalhos futuros com a aplicação da análise térmica.

Abstract

In this work is proposed the use of thermal analysis to predict the tensile strength for the classes EN-GJL-200 and EN-GJL-250 of gray iron cast iron.

This work was developed at DuritCast, a portuguese foundry that recently acquired a thermal analysis system to control the cast iron production.

For the EN-GJL-200 it was possible to prove a correlation between *liquidus* temperature and tensile strength. Higher *liquidus* temperature will make tensile strength higher. Also, the effect of copper content has to be considered, because copper has influence in tensile strength. Then, for a fixed copper content it is possible to predict the tensile strength with the *liquidus* temperature from the thermal analysis control.

For the EN-GJL-250 the experimental points were few to have conclusions about the objectives of this work.

At the end of the report, stand suggestions for future works applying thermal analysis.

Índice

1.	Prólogo	1
2.	Objectivo	1
3.	Introdução	2
3.1.	A DuritCast	2
3.2.	Noção genérica sobre ferros fundidos	2
3.3.	Noção de carbono equivalente (CE)	3
3.4.	O ferro fundido cinzento de grafite lamelar	3
3.4.1.	Composição química	3
3.4.2.	Microestrutura típica	4
3.4.3.	Influência dos teores dos principais elementos químicos	4
3.4.4.	Influência de outros elementos	5
3.4.5.	O tipo de grafite do ferro fundido cinzento de grafite lamelar	6
3.5.	A resistência à tracção dos ferros fundidos cinzentos de grafite lamelar	8
3.6.	Produção de ferro fundido cinzento de grafite lamelar	10
3.6.1.	Os fornos de fusão e as cargas dos fornos	10
3.6.2.	Os elementos de liga	10
3.6.3.	O tratamento de inoculação	11
3.6.4.	Os inoculantes	12
3.6.5.	Efectividade imediata e desvanecimento da inoculação	12
3.6.6.	Técnicas de inoculação	13
3.6.6.1.	Inoculação na colher	13
3.6.7.	Métodos de avaliar a eficácia da inoculação	13
3.7.	A análise térmica como complemento da análise química	14
3.8.	A análise térmica	15
3.9.	As curvas de arrefecimento	16
3.10.	Pontos críticos das curvas de arrefecimento	17
3.11.	A terminologia de análise térmica usada nesta dissertação	19
3.12.	Considerações sobre alguns pontos característicos das curvas de arrefecimento	20
3.13.	Amostragem para a análise térmica	21
3.13.1.	Cadinhos de análise térmica	22
3.14.	Estado da arte (criação de um modelo matemático para controlo empírico do processo de produção)	24
4.	Metodologia experimental	25
4.1.	Instalação do sistema de análise térmica na DuritCast	25
4.2.	Metodologia dos testes efectuados	28
4.3.	Metodologia do trabalho prático realizado no laboratório	30
4.4.	Metodologia da análise dos dados	33
5.	Resultados experimentais e discussão	34
5.1.	Avaliação do efeito da temperatura de <i>liquidus</i> sobre a resistência à tracção para ferros fundidos cinzentos	34
5.2.	Resultados e análises para a liga EN-GJL-200	35
5.3.	Resultados e análises para a liga EN-GJL-250	43
5.4.	Avaliação do efeito da temperatura de <i>liquidus</i> sobre a microestrutura para ferros fundidos cinzentos	44
6.	Conclusões	47
7.	Sugestões para trabalhos futuros	49
8.	Bibliografia	50

1. Prólogo

O presente trabalho é uma dissertação elaborada com vista à conclusão do Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto (FEUP).

A tese foi realizada com base num trabalho prático desenvolvido em ambiente industrial, de Abril a Julho de 2009, na empresa metalúrgica DuritCast (sedeada na Zona Industrial de Águeda-Norte, Portugal), com a orientação do Professor Doutor Carlos Alberto Silva Ribeiro, docente do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da FEUP.

Esta dissertação descreve todos os procedimentos seguidos, e o uso da análise térmica, para a previsão da resistência à tracção de ferros fundidos cinzentos de grafite lamelar.

Todos os testes foram executados na empresa, sendo que, a análise metalográfica foi realizada no laboratório do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da FEUP.

2. Objectivo

O trabalho prático desenvolvido propõe o uso da análise térmica para controlar a produção das ligas de ferro fundido cinzento das classes EN-GJL-200 e EN-GJL-250, enquadrando-se na implementação de um sistema de análise térmica no controlo da produção da DuritCast e no estudo das suas potencialidades.

Antes da implementação da análise térmica, a produção das ligas de ferro fundido cinzento eram, essencialmente, controladas pelos resultados de análise química dos banhos metálicos processados. O objectivo desta dissertação é estudar a implementação da técnica de análise térmica, e desenvolver-la, de forma a retirar o máximo de informação possível sobre o estado do banho metálico, para que seja possível prever a resistência à tracção das peças produzidas e garantir um controlo de produção mais eficiente.

No uso do controlo por análise térmica, através da leitura e interpretação das suas curvas, procura-se estabelecer relações entre parâmetros dessas curvas (como, por exemplo, a temperatura de *liquidus*), a microestrutura e a resistência à tracção obtida.

Ao longo desta dissertação pretende-se, depois de uma breve introdução teórica sobre ferros fundidos e sobre análise térmica, descrever a metodologia aplicada no estudo, descrevendo de uma forma pormenorizada os procedimentos seguidos, para que este trabalho possa servir em estudos de eventuais trabalhos que a empresa venha a implementar de futuro.

No final, além da reflexão sobre os resultados obtidos, e das sugestões sobre a forma de aplicar a análise térmica no controlo de produção destas ligas de ferro fundido cinzento, pretende-se deixar sugestões sobre os trabalhos que poderão ser realizados no futuro.

3. Introdução

3.1. A DuritCast

A DuritCast é uma fundição pertencente ao Grupo DURIT. Esta empresa resulta da recente fusão de duas fundições, nomeadamente a empresa FUSAG, S.A. com a ALBA. Encontra-se sediada na zona industrial Norte de Águeda (Rua Vale do Salgueiro, Raso de Alagôa, Águeda) e tem um vasto número de clientes nacionais e estrangeiros, nomeadamente em Espanha, Alemanha e França.

A empresa processa ligas de ferro cinzento e ferro nodular, tendo clientes em sectores como a construção civil, a indústria metalomecânica geral, caminhos de ferro, etc.

A DuritCast tem dois fornos de indução (cada um com a capacidade de 4 toneladas), uma linha de moldação automática (com uma máquina de moldar por impacto com dimensões de 1100x950x250+250) e uma linha de moldação manual. O tratamento de inoculação é feito no jacto de vazamento para a colher e o tratamento de nodularização é feito na colher pelo processo sandwich. O vazamento das peças produzidas é feito manualmente à colher.

Recentemente, a empresa investiu na aquisição de um sistema de análise térmica para controlo de produção, equipamento este com o qual foi realizado o trabalho de campo para esta dissertação.

3.2. Noção genérica sobre ferros fundidos

Os ferros fundidos são produzidos desde há muitos séculos e são materiais com particular aptidão ao processamento por fundição, característica que advém da sua composição química, próxima da eutética, que lhes garante uma boa vazabilidade e uma temperatura de fusão baixa, comparativamente às outras ligas ferrosas.

Muito genericamente, pode-se designar de ferro fundido uma liga do sistema ferro-carbono que contém mais de 2% de carbono e que é caracterizada pela formação dum constituinte eutético durante a solidificação. Pertencem a um grupo de ligas constituídas essencialmente de ferro e carbono e, usualmente, silício, manganês, fósforo e enxofre, e outros elementos, em que o teor em carbono é sempre suficientemente elevado para que a

solidificação seja eutética. O teor de carbono situa-se, usualmente, entre 2 e 4% e o teor de silício entre 1 e 3% [1, 2, 3, 4, 5, 6, 7].

3.3. Noção de carbono equivalente (CE)

O carbono equivalente (CE), resumidamente, traduz o efeito do silício (Si) e do fósforo (P), na composição em carbono (C) do ponto eutético de um ferro fundido e é expresso pela equação I [1, 3, 8]:

$$CE = \%C + 1/3(\%Si + \%P) \quad \text{eq. (I)}$$

Quando o carbono equivalente é 4,3% o ferro diz-se eutético. Um ferro fundido diz-se hipoeutético, ou hipereutético, consoante o teor de carbono equivalente é respectivamente, inferior ou superior ao do eutético [1, 3, 5, 8, 9].

3.4. O ferro fundido cinzento de grafite lamelar

3.4.1. Composição química

Na prática industrial, uma composição química de ferros cinzentos de grafite lamelar comercial não ligado pode estar nos intervalos apresentados na tabela 1. Na mesma tabela também é possível ver as composições químicas de outros ferros fundidos, sendo possível verificar as similaridades nas composições químicas apresentadas dos diversos tipos de ferros fundidos.

Como o ferro fundido de grafite lamelar, vulgarmente denominado de ferro cinzento, é o material em estudo nesta dissertação, é a este tipo comercial de ferro fundido que, a partir de agora, será dada particular atenção.

Tabela 1: Composições químicas típicas de ferros fundidos comerciais não ligados [8, 10].

Tipos de ferro fundido	%C	%Si	%Mn	%S	%P
Ferro cinzento	2,5 - 4,0	1,0 - 3,5	0,25 - 1,0	0,02 - 0,25	0,05 - 1,0
Ferro nodular	3,0 - 4,0	1,8 - 3,0	0,1 - 1,0	< 0,02	< 0,1
Ferro maleável	2,0 - 2,6	1,1 - 1,6	0,2 - 1,0	< 0,18	< 0,18
Ferro branco	1,8 - 3,6	0,5 - 1,9	0,25 - 0,80	0,06 - 0,20	0,06 - 0,18
Ferro compacto	2,5 - 4,0	1,0 - 3,0	0,2 - 1,0	0,01 - 0,03	0,01 - 0,1

3.4.2. Microestrutura típica

Os ferros fundidos cinzentos podem ter uma matriz perlítica, ferrítica ou ferrito-perlítica [1, 5, 6, 7].

A microestrutura típica destes ferros fundidos apresenta lamelas de grafite dispersas numa matriz perlítica (significando que a reacção eutética ocorreu na versão estável do diagrama de equilíbrio e a reacção eutectóide segundo a versão metaestável) ou numa matriz ferrítica (se a reacção eutectóide se der na versão estável, em que a austenite eutectóide origina grafite e ferrite).

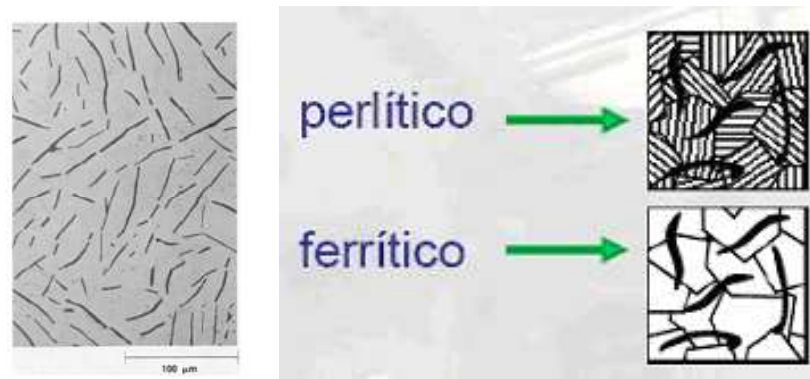


Figura 1: Microestrutura típica de um ferro fundido cinzento de grafite lamelar (imagem da esquerda) e desenho esquemático de uma matriz perlítica e ferrítica (imagem da direita) [3, 11];

3.4.3. Influência dos teores dos principais elementos químicos

Os elementos principais, que são sempre controlados pelo fundidor na elaboração do metal, são o carbono (C), o silício (Si), o manganês (Mn), o enxofre (S) e o fósforo (P). Estes elementos são os que fazem sempre parte da especificação da composição química do banho, tendo sido adicionados propositadamente (como são exemplo o silício e o manganês), ou provenientes das matérias-primas (como são exemplo o enxofre e o fósforo) [3, 5, 7, 12].

O carbono pode apresentar-se geralmente de três formas: na forma livre, sob a forma de grafite; dissolvido no ferro α , constituindo a ferrite; ou na forma combinada, constituindo a cementite (Fe_3C).

Altos teores de C (superior a 3,3%) estão, em geral, associados a baixa tensão de rotura; baixos teores em C (entre 2,8 a 3%) estão associados a uma elevada tensão de rotura [1, 5].

O Silício, aumenta a tendência dum ferro fundido apresentar o carbono na forma gráfica (é um elemento dito de grafitizante) e a sua presença inibe progressivamente a

possibilidade de formação de carbonetos durante a solidificação. O seu teor está normalmente entre 1 a 3% [1].

O carbono e o silício (que se podem considerar os dois principais elementos nos ferros cinzentos) exercem uma influência essencial sobre a passagem do sistema metaestável para o sistema estável e o seu efeito é contabilizado conjuntamente pela noção de carbono equivalente (CE) [1, 3, 4, 8].

O teor de manganês é, em geral, limitado a 1%, sendo um elemento antigrafitizante, tal como todos os elementos que formam carbonetos mais estáveis do que o Fe_3C . Uma gama de teores de 0,5 a 0,7% é apontada para banhos lamelares. Também, é um elemento que neutraliza a acção nociva do enxofre existente no banho metálico, formando sulfureto de manganês (MnS). O MnS resultante também funciona como gérmen para a nucleação da grafite nos ferros fundidos cinzentos de grafite lamelar [1, 4].

O enxofre é nocivo às propriedades mecânicas do ferro e, normalmente, o seu teor deve estar abaixo de 0,12%, sendo o intervalo de 0,05 a 0,12% um intervalo comum para o teor deste elemento. O efeito do S deve ser balanceado pelo efeito do Mn para não se formar nas fronteiras de grão sulfureto de ferro (FeS) [1, 4].

O teor de fósforo deve ser mantido tão baixo quanto possível. O fósforo, inicialmente contido no banho metálico, concentra-se no líquido residual durante a solidificação, baixando-lhe a temperatura de solidificação, o que contribui para uma melhoria da vazabilidade, que cresce com o teor em carbono até um máximo de cerca de 4,5 a 4,7% dos dois elementos. Mas, por outro lado, pode dar-se a precipitação de fosforeto de ferro (Fe_3P) a partir do teor de 0,07%, desde que as condições de arrefecimento e o teor em carbono sejam adequados. Após solidificação, o fosforeto de ferro constitui uma rede de grande dureza que contorna os grãos de ferro, o que contribui para a sua fragilidade, formando com a austenite e a cementite uma mistura eutética de baixo ponto de fusão, denominada de “esteadita” [1, 6].

3.4.4. Influência de outros elementos

Os elementos secundários são os que estão presentes em baixos teores (geralmente abaixo dos 0,5%), mas que têm uma acção significativa sobre as características mecânicas, sendo muitas vezes uma acção perniciosa. Destes, podemos também dividi-los em duas classes:

- Os que são adicionados propositadamente (elementos de liga secundários, como são exemplo dos elementos perlitizantes, o cobre e o estanho).
- Os provenientes das matérias-primas, considerados de contaminações (elementos de

liga perniciosos como, por exemplo o titânio e o telúrio [12].

Quanto aos elementos de liga dos ferros fundidos ligados, estes também podem dividir-se em [1, 3, 4, 5, 6]:

- Grafítizantes (Si, Al, Ti, Ni, Cu) - favorecem a precipitação de carbono sob a forma de grafite
- Anti-grafítizantes (Mn, Mo, Cr, V) - tendência para formação de cementite ou carbonetos especiais.

O cobre (Cu) e o níquel (Ni) têm um efeito similar, aumentando a dureza, aumentando a resistência à tracção e diminuindo a tendência à formação de carbonetos, porque ambos são simultaneamente grafítizantes e perlizantes.

O cobre realça-se pelo seu poder anti-ferritizante, que favorece a obtenção de uma matriz inteiramente perlítica. A tensão de rotura do ferro fundido cinzento com grafite lamelar pode aumentar 20% pela adição de cobre, crescendo paralelamente a dureza e o módulo de elasticidade [1, 3, 5, 13].

O silício (Si) e o alumínio (Al) aumentam a proporção ferrite sobre perlite, logo diminuem a resistência à tracção e a dureza [1].

O estanho (Sn) estabiliza a austenite mais fortemente que o cobre, mas torna o ferro fundido frágil. Um teor de 0,1% favorece o aparecimento de uma matriz perlítica. É adicionado sempre que se pretenda uma matriz totalmente perlítica e onde o Cu isoladamente não consegue atingir [4, 7].

3.4.5. O tipo de grafite do ferro fundido cinzento de grafite lamelar

A grafite condiciona em grande parte as propriedades mecânicas dos ferros fundidos cinzentos pela forma, distribuição e abundância das suas lamelas. Segundo a norma EN ISO 945, as microestruturas da grafite lamelar são classificadas, segundo a distribuição, em 5 tipos: A, B, C, D e E (ver figura 2). Esta classificação é feita para um padrão de ferro fundido ampliado 100 vezes, sem ataque [3, 7, 13, 14].

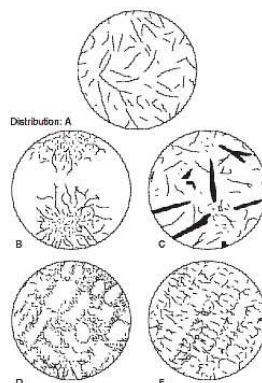


Figura 2: Classificação da grafite lamelar (tipo de grafite A, B, C, D e E) [13];

Tipo A: É o tipo de grafite com distribuição uniforme e orientação aleatória das lamelas. É típico de ferros fundidos eutéticos ou ligeiramente hipoeutéticos e em peças vazadas em areia, com espessura de secção superior a 20 milímetros. O aparecimento deste tipo de grafite é favorecido por um arrefecimento lento e tratamento de inoculação. Geralmente está associado às melhores propriedades mecânicas e banhos que originam este tipo de grafite exibem um sobrearrefecimento moderado durante a solidificação [1, 2, 3, 4, 13].

Tipo B: Neste tipo há um agrupamento das lamelas em roseta, com orientação aleatória, típico de banho com composição próxima da eutética e com deficiências no estado de germinação do banho. Pode ocorrer igualmente em ferros fundidos ricos em Si (mais de 2,5%) e em carbono (mais de 3,5%), arrefecidos rapidamente (por exemplo, em peças com espessura inferior a 10 mm, vazadas em areia). Baixo sobrearrefecimento e células estéticas de grandes dimensões são normalmente observadas em peças com este tipo de grafite [1, 2, 3, 4, 13].

Tipo C: O tipo C é típico de banhos hipereutéticos, como resultado de uma solidificação com sobrearrefecimento mínimo. As lamelas de grafite são grosseiras [1, 2, 3, 4, 13].

Tipo D: Grafite interdendrítica sem orientação preferencial. O tipo D típico de banhos com deficiente estado de inoculação. É a distribuição encontrada para arrefecimentos muito rápidos. Esta associada a elevado sobrearrefecimento durante a solidificação que conduz a lamelas muito finas (de espessuras inferiores a 25 μm) localizadas entre as dendrites. A forma D é, em geral, considerada desfavorável [1, 2, 3, 4, 13].

Tipo E: Grafite interdendrítica orientada (com orientação imposta pelas dendrites). Distribuição característica de banhos metálicos fortemente hipoeutéticos (baixo CE) e para velocidades de arrefecimento médias ou baixas (espessuras superiores a 20mm para vazamento em areia). O tipo D está associado a elevado sobrearrefecimento na solidificação [1, 2, 3, 4, 13].

Pode-se salientar que os tipos A, B e D podem corresponder a composições químicas e condições de solidificação aparentemente idênticas. O tipo C apenas se forma a partir do

líquido hipereutético, enquanto o tipo E caracteriza os ferros fortemente hipoeutéticos [7].

Existe uma forte relação entre a estrutura gráfitica final e o poder de germinação do banho e a respectiva temperatura a que aparecem os gérmens (há forte dependência das condições de nucleação). A análise térmica permite, através das diferenças nas curvas de arrefecimento, notar uma franca distinção entre os vários tipos de grafite formada e o instante de precipitação da grafite e o sobrearrefecimento eutético. A figura 3 é um exemplo esquemático das várias curvas de arrefecimento possíveis e os correspondentes tipos de grafite formada.

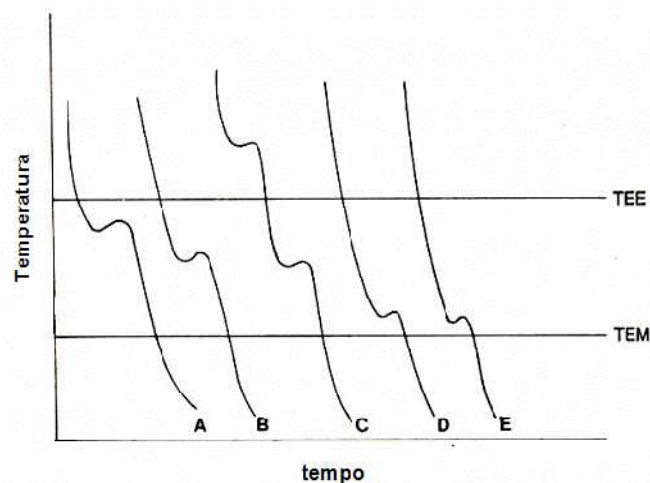


Figura 3: Representação esquemática das curvas de arrefecimento de análise térmica e os respectivos tipos de grafite formada (A,B,C,D e E), e da temperatura eutética estável (TEE) e temperatura eutética metaestável (TEM) [15];

3.5. A resistência à tracção dos ferros fundidos cinzentos de grafite lamelar

A resistência à tracção, nomeadamente a resistência máxima (R_m) é uma das características mais importantes dos ferros cinzentos, servindo de base à classificação deste material.

Em 1997 foi aprovada a norma europeia EN 1561:1997 que classifica os vários ferros cinzentos pela resistência à tracção e pela dureza. Portugal é um dos países onde essa norma está em vigor. A norma define as características das peças vazadas em ferro fundido de grafite lamelar. Na tabela 2, podemos ver as características da resistência à tracção, avaliado pelo índice resistência máxima (R_m em MPa), obtidas num provete de 30mm de diâmetro obtido em bruto de fundição, vazado separadamente do fundido mas com banho da mesma colher [7, 13, 16].

Tabela 2: Classificação de ferros fundidos da classe EN-GJL-200 e EN-GJL-250 segundo a norma EN 1561:1997 [16].

Designação do material	Resistência à tracção (Rm [MPa])
EN-GJL-200	200 – 300
EN-GJL-250	250 – 350

A resistência à tracção dos ferros fundidos cinzentos com grafite lamelar varia entre os 100 e os 400Mpa.

A resistência à tracção num ferro fundido é tanto maior quanto menos abundante for a grafite e mais resistente for a matriz [1, 6, 17, 18, 19].

A grafite é um constituinte sem resistência mecânica e a sua presença diminui a secção resistente. Também, a grafite tem um efeito de entalhe que conduz a concentração de tensões locais, que levam a uma rotura frágil, sem deformação aparente, ao longo das lamelas [1, 6, 7].

O tamanho das lamelas de grafite está directamente relacionado com a resistência à tracção, como se pode ver na figura 4. O aumento das suas dimensões diminui a resistência à tracção. Uma grafite mais refinada (com lamelas de menor dimensão) é preferível quando se procura maior resistência à tracção [1].

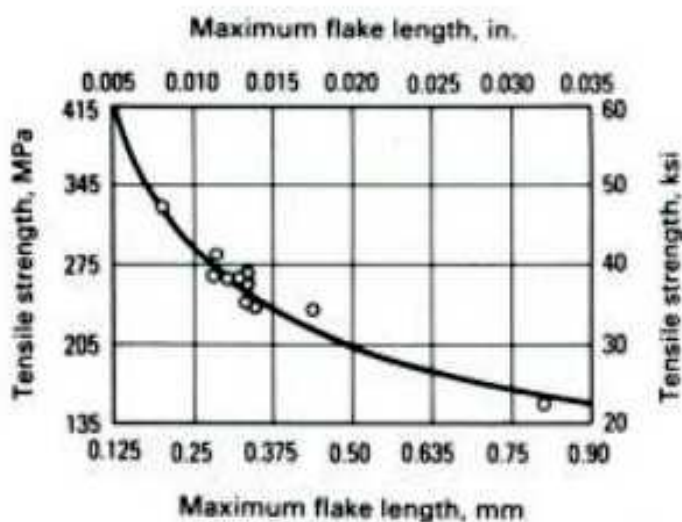


Figura 4: efeito do tamanho das lamelas e grafite na resistência à tracção [1];

Quanto à matriz, uma matriz perlítica é mais resistente do que uma matriz ferrítica [1, 3, 5, 6, 13].

Uma estrutura mais fina, ou seja, com maior número de células eutéticas, aumenta a resistência à tracção [1].

Os três constituintes da composição química dos ferros fundidos que mais afectam a resistência são o carbono, silício e fósforo, que como vimos, são representados pelo carbono equivalente, que representa a combinação do efeito destes três elementos. O fósforo actualmente é mantido em teores muito baixos, pelos que raramente é considerado. O aumento do carbono equivalente diminui a resistência à tracção (esse aumento promove uma matriz ferrítica e uma matriz perlítica mais grosseira). O efeito do aumento do CE na resistência à tracção pode ser visto na figura 5 [1, 13].

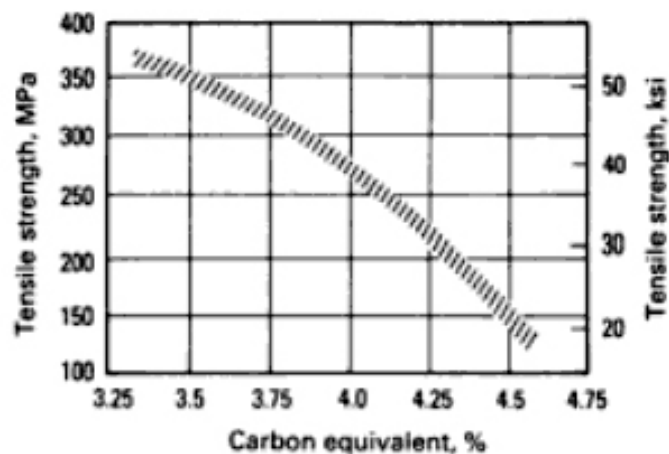


Figura 5: Influência do carbono equivalente na resistência à tracção de um ferro fundido cinzento de grafite lamelar [1];

3.6. Produção de ferro fundido cinzento de grafite lamelar

3.6.1. Os fornos de fusão e as cargas dos fornos

A fusão dos ferros cinzentos é muitas vezes realizada em fornos de indução, tal como no caso da empresa onde foi realizado o trabalho prático desta dissertação. Os elementos de carga típicos nestes fornos incluem: sucata de aço, sucata de ferros fundidos, retornos de fundição, ferro-silício e grafite.

O teor de carbono equivalente do banho metálico pode ser ajustado com o balanço de adições de sucata de aço, de carbono e de ferro-silício [1].

3.6.2. Os elementos de liga

Os elementos de liga adicionados na produção de ferro cinzento de grafite lamelar, têm normalmente a finalidade de promover a perlitização da matriz e aumentar a resistência. Geralmente, os elementos de liga usados são o cobre, estanho, crómio, níquel,

e molibdénio. As práticas de adição e o tipo de elementos de liga usados variam de fundição para fundição, dependendo dos métodos e das técnicas de produção usadas [1].

Como o cobre é o elemento adicionado na empresa DuritCast para se atingir um ferro fundido da classe EN-GJL-250, é sobre este elemento de liga que se farão as observações da bibliografia. De facto, nesta empresa, a distinção entre preparação do banho metálico, quanto à composição química, para originar um ferro fundido EN-GJL-200 e um EN-GJL-250, é a adição de cobre ao banho metálico que produz uma liga de uma classe de resistência à tracção superior (EN-GJL-250).

Quando toda a carga do forno se destina à preparação de uma liga EN-GJL-250, o elemento de liga pode ser adicionado no forno. Usualmente esta adição deve ser feita alguns minutos antes do vazamento para a colher (antes do tratamento), porque em fornos de indução as perdas de rendimento desta adição por oxidação podem ser grandes se o intervalo de tempo entre a adição e o vazamento for extenso [1].

Quando toda a carga do forno não se destina à produção da liga EN-GJL-250, a adição é realizada na colher de vazamento. Enquanto a adição realizada no forno não constituía grande problema, porque mantinha-se a estabilidade da temperatura do metal, no caso da adição na colher, o metal frio adicionado (neste caso, o cobre), leva a um decréscimo significativo da temperatura do banho [1, 4].

O cobre é um elemento que se dissolve e distribui-se facilmente no banho metálico e o rendimento da adição é grande [1].

3.6.3. O tratamento de inoculação

A inoculação é um procedimento corrente na prática metalúrgica de elaboração de ferros fundidos cinzentos, quaisquer que sejam os tipos de grafite, modo de elaboração ou processo de fundição [4].

É reconhecido que podem ser obtidas diferentes microestruturas e propriedades de dois banhos metálicos de ferro fundido com composições químicas idênticas, se um é inoculado e o outro não.

Segundo a bibliografia, a inoculação provoca: a precipitação de grafite do tipo A, o aumento da densidade de grãos eutéticos, a diminuição da tendência de precipitação de carbonetos primários, a diminuição da sensibilidade à variação da espessura da secção e o aumento da aptidão à maquinação [4].

O tratamento de inoculação consiste na adição tão tardia quanto possível, de uma pequena quantidade de um elemento “activo” ao banho metálico, normalmente à base de grafite ou de ferro silício. Esse elemento adicionado, ao dissolver-se promove a formação

de gérmens heterogéneos necessários à precipitação da grafite. Então, podemos dizer que o objectivo da inoculação é aumentar o número de gérmens no metal líquido para que a solidificação eutética, especialmente a precipitação de grafite, possa começar com um mínimo de sobrearrefecimento. Se o sobrearrefecimento é minimizado, também se diminui a tendência à formação de carbonetos ou de uma solidificação como ferro branco, conseguindo obter-se uma estrutura uniforme de lamelas de grafite do tipo A de pequenas dimensões, o que aumenta a maquinabilidade e melhora as propriedades mecânicas. A resistência à tracção é umas das propriedades que pode ser melhorada com a inoculação [1, 4].

3.6.4. Os inoculantes

O material usado no tratamento de inoculação é denominado de inoculante. Há variadíssimas ligas inoculantes disponíveis comercialmente e as suas composições variam de fabricante para fabricante. São, normalmente, ligas de ferro silício, que contém outros elementos em teores controlados, para que em conjunto produzam um efeito eficaz de inoculação. Podem então ser divididas em dois componentes: o ferro silício, que constitui o “sistema de suporte” (“portador”) e os “elementos activos” (que irão formar os substratos de germinação de grafite, ao reagirem com o oxigénio e o enxofre do banho).

Actualmente, os inoculantes mais eficazes são ligas de ferro silício que contém pequenas quantidades de Ca, Ba, Sr, Zr e/ou Ce (ou outros elementos de terras raras). Os quatro principais elementos agentes activos de ligas inoculantes baseados em ligas de ferro silício são mesmo o Ca, Ba, Sr e Zr, sendo que, outras ligas poderão conter outros elementos que não estes aqui referidos como, por exemplo: o bismuto e o manganês [4, 20, 21, 22, 23].

3.6.5. Efectividade imediata e desvanecimento da inoculação

O efeito do inoculante é máximo, imediatamente após ter-se dissolvido. Nesta altura há alta actividade do carbono, associada a campos localizados de alto teor de silício. Nessas regiões existem gérmens de grafite, mas, com o passar do tempo, dá-se uma homogeneização natural dos campos ricos em silício e, em simultâneo, uma dissolução dos gérmens de grafite. Por isso a efectividade do inoculante adicionado perde eficácia quanto maior o tempo que medeia entre a adição do inoculante e a solidificação do banho e também, quanto maior for a temperatura do banho, que implica uma alta difusividade das espécies químicas, que aceleram o processo de desvanecimento [4].

Mais de metade do efeito da inoculação pode ser perdido nos primeiros 5 minutos após a sua adição e passados 15 a 30 minutos, o efeito pode ter-se desvanecido completamente [1].

3.6.6. Técnicas de inoculação

As técnicas de inoculação podem ser classificadas, segundo a forma (local onde são efectuadas) em três técnicas diferentes, ou seja: a inoculação na colher; no jacto de vazamento; na moldação (numa zona da moldação, ou câmara, colocada estrategicamente no sistema de gitagem do molde). Também é comum definir como adição “prematura”, a inoculação na colher e como inoculação tardia a inoculação no jacto de vazamento ou na moldação [4, 24].

3.6.6.1. Inoculação na colher

A inoculação realizada na colher é uma técnica comum usada no tratamento de inoculação de ferros fundidos e, por ser a técnica usada na empresa onde foi realizada o trabalho prático desta dissertação, será apenas explicada esta técnica.

Nesta técnica o inoculante é adicionado na colher de vazamento, mais precisamente, no jacto de vazamento do metal que enche a colher. Antes do início da adição, a colher deve conter já algum metal, não estando totalmente vazia, para que o inoculante ao ser adicionado se misture e fique bem distribuído por todo o metal líquido. Não deve também ser adicionado o inoculante quando a colher já se encontra cheia, pois o inoculante pode ficar retido na escória que se forma à superfície e perder a sua eficácia.

O manuseamento da colher, na produção de ferro fundido, é um procedimento delicado e que envolve sempre tempos relativamente longos (da ordem de alguns minutos). Esses tempos vão implicar a existência de um tempo que decorre após a inoculação e antes do vazamento, que implica o desvanecimento da inoculação [4, 24].

3.6.7. Métodos de avaliar a eficácia da inoculação

As curvas de arrefecimento podem ser usadas para avaliar a eficácia dos inoculantes, sendo que o sobrearrefecimento pode ser o parâmetro usado como indicador de uma boa ou má inoculação. Também, a avaliação da microestrutura e das propriedades mecânicas, nomeadamente a resistência à tracção, são uma forma de avaliar a eficácia da inoculação. A presença de grafite do tipo A (normalmente associada com uma estrutura perlítica), em

vez de carbonetos primários e da grafite D (normalmente associada a uma estrutura ferrítica), juntamente com a desejada resistência à tracção, são uma indicação de uma inoculação eficiente [1, 4].

3.7. A análise térmica como complemento da análise química

Cada vez mais impõem-se ao fundidor um controlo metalúrgico mais apertado e técnicas de fabrico adequadas, de modo a satisfazer as exigências de qualidade das peças processadas, no que diz respeito a estrutura, sanidade e características mecânicas. Para ir ao encontro desses requisitos de qualidade, as fundições têm que optar pela “fabricação de qualidade”, sendo que, esta pressupõe a qualidade adequada do metal na altura de solidificação, que depende de factores como a composição do metal, a temperatura de vazamento e o grau de nucleação. Assim, as fundições vão ao encontro dos conceitos de qualidade desejados nas peças obtidas em bruto de fundição, definindo a obtenção de uma peça sã pelo controlo da análise química, da temperatura de vazamento e pelos correctos tratamentos do banho metálico. Para isso, é de todo o interesse que seja implementado um controlo metalúrgico a jusante e durante o processo produtivo que permita uma actuação sistemática e minimize a possibilidade de ocorrência de peças não conformes [25, 26, 27].

Tradicionalmente, as indústrias metalúrgicas usam um controlo baseado essencialmente na análise química, recorrendo ao espectrómetro, ou seja, uma análise quantitativa dos elementos químicos presentes no banho metálico. Sabendo que a composição do metal na altura de vazamento tem influência sobre a sanidade interna das peças e sobre a resistência e dureza do material, cada fundição determina o “target”, ou seja o intervalo admissível para os teores dos elementos a controlar (teores de C, Si, S, Mn, etc.). Mas, apesar da análise química influenciar parâmetros metalúrgicos, só por si, não é suficiente e outros equipamentos de controlo (além do espectrómetro) são necessários para um banho metálico ir ao encontro das especificações requeridas. Quanto ao controlo pela análise química é interessante referir aqui a menção que a bibliografia [28] faz referência, em que uma mesma amostra de ferro fundido foi analisada no espectrómetro de 12 fundições diferentes, sendo que as variações nos teores de carbono obtidos foram de 0,4% e as variações dos teores de silício de 0,15%. Isto é elucidativo que este método de controlo é susceptível a variações consideráveis e da necessidade de ter um controlo complementar à análise química, sendo que aqui a análise térmica desempenha um papel importante [25, 26, 27, 28, 29].

Então, dos métodos principais da avaliação da qualidade do ferro fundido

industrialmente que incluem a análise química, a análise metalográfica da microestrutura, os ensaios mecânicos e a análise térmica, este último é o método apontado como mais vantajoso tanto a nível do tempo de execução, como na sua flexibilidade e fiabilidade dos dados produzidos, porque permite anteceder, antes de vaziar o banho, a sua qualidade metalúrgica e a adequação, ou não, ao fabrico das peças em apreço [31].

3.8. A análise térmica

A análise térmica é o método de controlo que se pretende abordar nesta dissertação.

Este método foi recentemente instalado na fundição onde foi realizado o estágio. A implementação deste método, obviamente, começou pela instalação de um sistema de análise térmica nas instalações desta fundição. Tal como foi atrás referenciado, também aqui a análise térmica foi instalada para que possa complementar o controlo efectuado pelo espectrómetro, procurando melhorar o controlo do processo de produção de ferros fundidos.

Ao longo desta parte da introdução, serão referidos aspectos gerais sobre a análise térmica, especialmente aqueles que possam estar mais directamente envolvidos nas considerações necessárias ao trabalho prático efectuado. Além da bibliografia de referência, muita da informação e terminologia usada será de carácter particular sobre o sistema instalado, baseando-se na bibliografia, e na formação interna, que foi fornecida pela empresa que o instalou e, também, desenvolveu o software de análise térmica usado pelo sistema. A razão para isto prende-se também com o facto de ter sido um trabalho que se pode classificar de inovador nesta empresa (pois incluiu a implementação de um novo sistema de controlo) e, assim, a primeira fase de aprendizagem passou pelo estudo do manual, da bibliografia e da terminologia própria do sistema que foi instalado.

A análise térmica é, portanto, usada nas fundições, e tem um papel importante no controlo diário da qualidade dos banhos. É uma técnica que permite estimar a microestrutura formada durante a solidificação até à temperatura ambiente, antes do metal ser vazado [26, 27].

Existem várias técnicas de análise térmica, sendo que a análise das curvas de arrefecimento é a técnica mais comercializada. Esta baseia-se na análise e interpretação das curvas de arrefecimento obtidas de uma amostra do banho metálico, vazada num cartucho contendo um termopar no seu centro geométrico [26, 27, 31].

Essencialmente, desde os anos 60, a análise térmica tem sido usada para prever a composição química do banho metálico (em teores de carbono e silício). Foi a partir dos

anos 80 que se começaram a associar a esta técnica o recurso a computadores para o registo das curvas de arrefecimento e para a análise que permite prever a microestrutura obtida à temperatura ambiente. Actualmente, a análise das curvas de arrefecimento é assistida por computador e uma das aplicações actuais é a procura de relações entre: os parâmetros da curva de arrefecimento, o tratamento dado ao banho metálico, a composição química da liga e suas propriedades [26, 27].

3.9. As curvas de arrefecimento

A análise das curvas arrefecimento tem sido largamente usada em estudos e no controlo da produção dos ferros fundidos. Pode assim dizer-se que, uma curva de arrefecimento é o registo gráfico da temperatura em função do tempo, do arrefecimento de uma amostra de ferro fundido vazada num cadinho (também denominado de cartucho ou copa) de análise térmica desde a temperatura de vazamento até à temperatura desejada. As amostras são vazadas em moldações de areia de macho, normalmente areia Shell, que possuem um termopar inserido no seu centro geométrico, e que, estando ligadas a um computador, permitem acompanhar a variação da temperatura ao longo do tempo. Esta variação de temperatura traduz o balanço entre o calor que o meio ambiente consegue absorver e o calor libertado pela amostra durante o arrefecimento (constituído pelo calor sensível e pelo calor latente de transformação de fase). A curva caracteriza assim a evolução térmica da amostra durante o arrefecimento e comporta informações importantes, como a localização e duração dos vários patamares e inflexões na curva que está directamente relacionada com as transformações de fase que se processam. Quando existe a libertação de calor latente, o equilíbrio térmico rompe-se e as curvas de arrefecimento apresentam inflexões, patamares e variações na inclinação. Por outro lado, em amostras onde não existe transformações de fase, a curva de arrefecimento não apresenta inflexões ou patamares relevantes, sendo que, nestes casos, a temperatura varia de modo exponencial com o decorrer do tempo. [12, 29, 30, 32]

Pelas diferenças das curvas de análise térmica, é mesmo possível distinguir o tipo de ferro fundido em causa. Na figura 6, é possível ver como estas curvas são diferentes, apresentando diferentes pontos críticos, em ferros fundidos também diferentes. É possível constatar que os diferentes ferros fundidos (cinzento, nodular e compacto), apesar das suas composições em teores de carbono e silício serem similares, por solidificarem com diferentes estruturas, também têm diferentes curvas de arrefecimento [3, 26].

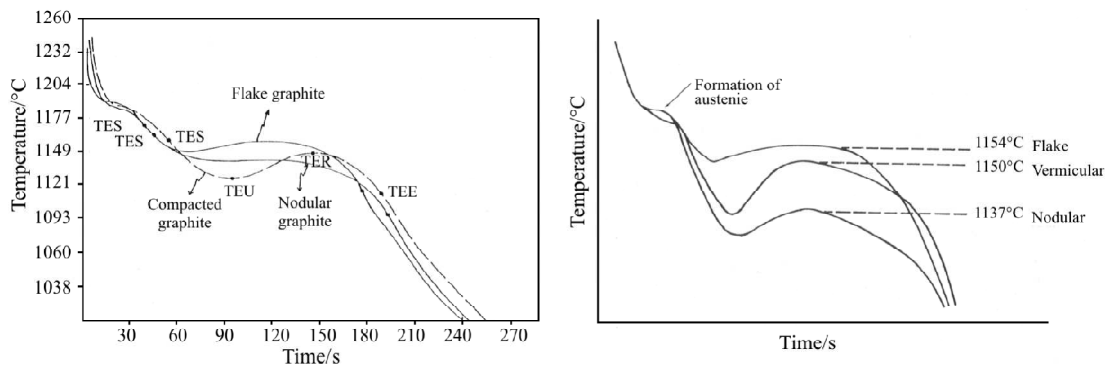


Figura 6: Exemplos esquemáticos das curvas de arrefecimento para ferros fundidos cinzentos (flake graphite), nodulares (nodular graphite) e compactos (compacted graphite ou vermicular) [26];

A maioria dos ferros fundidos cinzentos são hipoeutéticos e começam a solidificação com o aparecimento de dendrites primárias de austenite, como está assinalado na primeira inflexão da curva que se pode ver na figura 6, no gráfico do lado direito.

3.10. Pontos críticos das curvas de arrefecimento

Através da observação das curvas de arrefecimento, e pela ocorrência das inflexões já referidas, é possível obter uma variedade de informação. As inflexões, ou patamares, representam pontos críticos e estão sujeitos a terminologias próprias, sendo importante referir alguns dos pontos mais relevantes:

- Temperatura de austenite *liquidus* (TAL), representa a temperatura a partir da qual se inicia a precipitação da austenite, sendo visível em banhos hipoeutéticos;
- Temperatura de grafite *liquidus* (TGL), representa a temperatura de início de precipitação dos primeiros cristais de grafite pró-eutética;
- Temperatura de sobrearrefecimento eutético (TEU), representa a temperatura mínima que o banho atinge antes do início da reacção eutética;
- Temperatura de nucleação eutética (TEN), é observada apenas em banhos hipereutéticos, traduz a nucleação e crescimento isolado da austenite até que o banho atinge a TEU;
- Temperatura de recalescência eutética (TER), representa a temperatura máxima do patamar eutético resultante da libertação de calor latente de solidificação;
- Temperatura eutética metaestável (TEM);
- Temperatura de fim de solidificação eutética (TEE). [12, 25, 33]

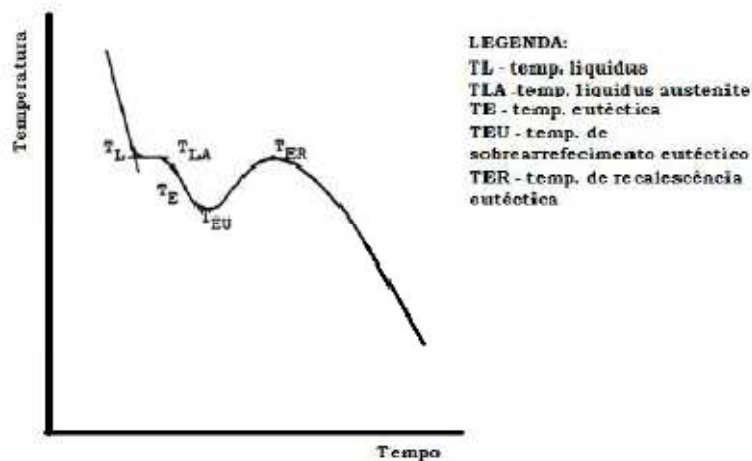


Figura 7: Esquema representativo de uma curva de arrefecimento típica de um ferro fundido hipoeutético, com alguns dos seus pontos críticos assinalados [4];

Para além dos pontos críticos apresentados, que são obtidos directamente a partir da curva de análise térmica, outros parâmetros podem ser obtidos em função destes, como é, por exemplo, o caso do sobrearrefecimento (diferença entre a temperatura eutética estável e o ponto mínimo do patamar eutético) e a recalescência eutética (diferença entre TER e TEU).

Vários estudos mostraram que a forma da curva de arrefecimento está intimamente relacionada com o processo de solidificação. Assim, todos os factores que influenciam o processo de solidificação (por exemplo, a composição química de base, os elementos de liga e o tratamento de inoculação) também influenciam a forma obtida da curva de arrefecimento. Por outro lado, a forma como a solidificação se dá, influencia a microestrutura e as propriedades mecânicas que são obtidas na peça final. Qualquer ligeira variação na forma de processamento do metal poderá originar alterações na forma da curva de arrefecimento. Então, quando avaliamos a curva de arrefecimento, uma análise sobre a qualidade do banho metálico de base e sobre os tratamentos a fazer pode ser feita, e pode prever-se a microestrutura e as propriedades mecânicas das peças obtidas em bruto de fundição. No ferro fundido cinzento de grafite lamelar a morfologia da grafite e a resistência à tracção são exemplos de previsões possíveis usando a análise térmica [29, 30].

A interpretação das curvas de arrefecimento pode ser definida como um processo de reconhecimento padrão. As curvas de arrefecimento são como uma “impressão digital” metalúrgica. Assim, banhos com a mesma curva (a mesma “impressão”) comportam-se de forma idêntica [28].

3.11. A terminologia de análise térmica usada nesta dissertação

A terminologia empregue pela empresa OCC, para os pontos identificados nas curvas (inflexões), é a terminologia que será usada nesta tese, já que foi a OCC que desenvolveu o software usado na parte prática do trabalho desta tese (o software PhaseLab®). Assim, a figura 8 ilustra uma curva típica da reacção eutética obtida por análise térmica e as respectivas derivadas na região de solidificação primária e eutética, com os respectivos pontos assinalados.

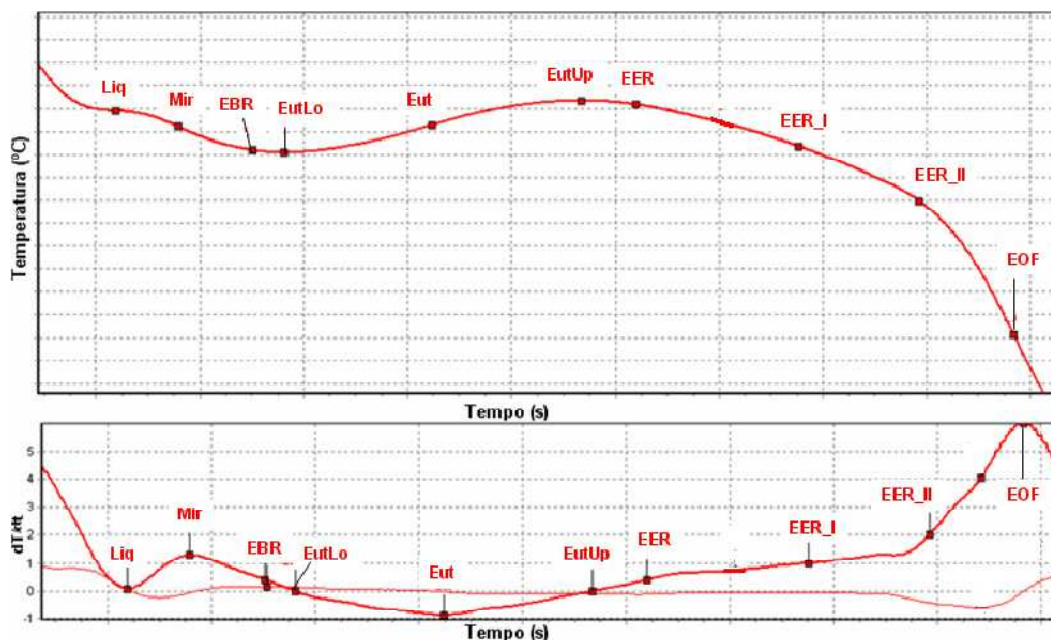


Figura 8: Curva típica obtida por análise térmica nos softwares PhaseLab®, e as respectivas derivadas na região de solidificação primária e eutética, com os respectivos pontos críticos assinalados [34];

Assim, os pontos assinalados na curva da figura 8 têm o seguinte significado:

Liq - Temperatura de *liquidus*; primeiro mínimo da primeira derivada;

Mir - Ponto médio entre a temperatura de *liquidus* e eutético mínimo; primeiro máximo da primeira derivada;

EBR (Eut_Beg_By_ROC) - Estima do início da reacção eutética, em função da primeira derivada, correspondendo ao ponto de $dT/dt = 0,4$ antes do ponto eutético mínimo.

EutLo - Ponto eutético mínimo; $dT/dt = 0$ antes do ponto eutético;

Eut - Ponto eutético; segundo mínimo da primeira derivada;

EutUp - Ponto máximo no patamar da reacção eutética, $dT/dt = 0$ após o ponto eutético;

EER (Eut_End_By_ROC) - Estimativa do final da reacção eutética, estimado em função da primeira derivada, correspondendo ao ponto de $dT/dt = 0,4$ após o ponto eutético

máximo.

EER_I (Eut_End_By_ROC_II) - Estimativa do final da reacção eutética, estimado em função da primeira derivada, correspondendo ao ponto de $dT/dt = 1$ após o ponto eutético máximo.

EER_II (Eut_End_By_ROC_III) - Estimativa do final da reacção eutética, estimado em função da primeira derivada, correspondendo ao ponto de $dT/dt = 2$ após o ponto eutético máximo.

EOF - Final de solidificação; corresponde ao segundo máximo da primeira derivada.

Em função destes pontos, podem calcular-se ainda outros parâmetros, tal como: o sobrearrefecimento (ver equação II); a recalescência no *liquidus* (equação III) e a recalescência no eutético (equação IV).

$$\text{Sobrarrefecimento } (^{\circ}\text{C}) = T_{\text{eutética estável}} - Eut Lo \quad eq. (II)$$

$$\text{Recalescência}_{\text{Liquidus}} (^{\circ}\text{C}) = LiqUP - LiqLo \quad eq. (III)$$

$$\text{Recalescência}_{\text{Eutético}} (^{\circ}\text{C}) = EutUP - EutLo \quad eq. (IV)$$

Os pontos, na generalidade, são determinados pela existência de uma inflexão na curva, que corresponde directamente a uma reacção. Mas há pontos que não têm significado metalúrgico definido, e onde não existe nenhuma inflexão. Estes pontos (de que são exemplos o EER, EER_1 e EER_2) são apenas pontos auxiliares e são definidos por comparação entre diferentes curvas. A sua localização em instantes determinados (dT/dt) tem o objectivo de avaliar a taxa de arrefecimento nestes pontos. Essa taxa pode estar relacionada com a quantidade de partículas de grafite em crescimento e com a sua forma, já que, a diferentes tipos de grafite (lamelar, nodular, compacta), correspondem diferentes condutividades térmicas, que podem dar origem a diferentes taxas de arrefecimento após o ponto eutético, que, por sua vez, podem ser indicações do tipo de estrutura formada. Assim, pode-se monitorizar os momentos que antecedem o fim da solidificação eutética [34].

3.12. Considerações sobre alguns pontos característicos das curvas de arrefecimento

As inflexões das curvas têm, como já foi referido, correspondência directa com transformações metalúrgicas, ou físicas, que ocorrem durante o arrefecimento e, conforme a natureza da reacção que ocorre, podem resultar de reacções endotérmicas ou de reacções exotérmicas. Duas reacções exotérmicas importantes, fáceis de distinguir numa curva de arrefecimento de uma liga de composição hipoeutética são: o início de

solidificação da austenite e a solidificação eutética.

Nos ferros fundidos hipoeutéticos, a primeira inflexão na curva (a do ponto correspondente à temperatura de *liquidus*) representa o início da precipitação da austenite. Este ponto está a temperaturas sucessivamente mais próximas da reacção eutética, quanto maior for o carbono equivalente, o que, simultaneamente aumenta a duração do patamar eutético. A temperatura de *liquidus* é, assim, controlada pelo valor de carbono equivalente. Um carbono equivalente mais alto corresponde a uma temperatura de *liquidus* mais baixa [12].

A temperatura eutética mínima determina o sobrearrefecimento para iniciar a reacção eutética. O grau de sobrearrefecimento verificado antes do patamar eutético está relacionado com o tipo de grafite formada e com a eventual presença de elementos subversivos ou variações nas condições de elaboração do banho. O sobrearrefecimento é controlado na prática pela inoculação e é assim uma medida do estado de nucleação, sendo que, quanto mais baixa a temperatura eutética mínima, pior o estado de nucleação e, se demasiado baixa, podem aparecer formas de grafite ditas de sobrearrefecimento ou carbonetos primários [34, 35].

A recalescência eutética depende essencialmente do grau de germinação do banho e está relacionado com a inoculação. Também, se a recalescência é demasiado alta, pode significar risco de aparecimento de rechupes [4, 34, 35].

A temperatura de solidus é um bom indicador de qualidade. Alguns elementos segregam no final da solidificação influenciando sobre a temperatura de solidus. Assim, uma temperatura de solidus demasiado baixa pode indicar o aparecimento de carbonetos, ou pode indicar a probabilidade de porosidades, já que não há grafite suficiente para compensar a contracção da austenite [34, 35].

Estes são alguns dos pontos críticos e aspectos das curvas que podem ser monitorizados pela análise térmica. Como já foi explicado, a análise térmica permite assim avaliar no metal base parâmetros como o carbono equivalente, o teor de silício e o teor de carbono, e ainda prever no final da solidificação, a estrutura obtida, a morfologia da grafite, a matriz metálica, e as propriedades mecânicas. É através das variáveis do processo de produção (cargas, temperaturas, tratamentos,...) que devem ser controlados os pontos críticos das curvas, de forma a obter um banho metálico com a composição e tratamento adequado à produção das ligas e das peças pretendidas [26, 35].

3.13. Amostragem para a análise térmica

As amostras de análise térmica são vazadas num cadinho onde o metal solidifica,

registando-se a variação da temperatura ao longo de tempo através da curva de arrefecimento. O instante de recolha da amostra depende do processo que se pretende controlar. Normalmente, é antes do vazamento e logo após o tratamento de inoculação, com o objectivo de estimar as propriedades mecânicas (resistência à tracção e dureza), estimar a estrutura de solidificação e determinar o tratamento a efectuar nas colheres seguintes (quando se usa um processo de vazamento à colher) [28, 29, 34].

3.13.1. Cadinhos de análise térmica

Normalmente o equipamento de análise térmica tem associado um cadinho de areia Shell, onde é vazada uma amostra de metal líquido do banho metálico que se pretende controlar. Este cadinho tem um termopar no seu centro geométrico, normalmente de cromel-alumel, que geralmente é protegido por um tubo em quartzo. Os dados são enviado para um dispositivo registador, permitindo acompanhar a variação da temperatura com o tempo, na vizinhança da junta quente do termopar. A figura 9, retirada da bibliografia, mostra um esquema de um cadinho deste género [4, 36].

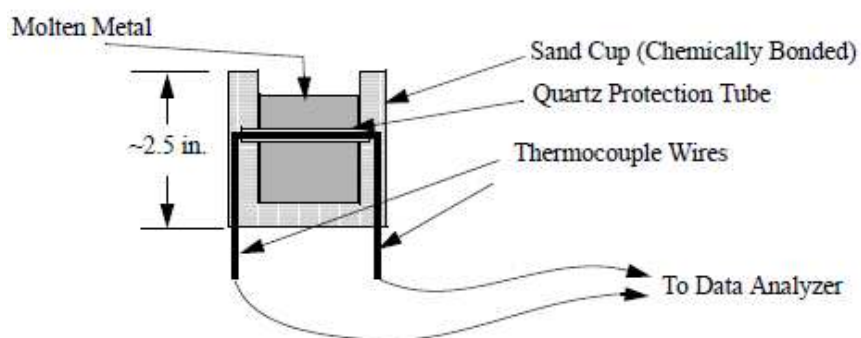


Figura 9: Esquema de um cadinho de análise térmica e dos seus componentes [36];

Na análise térmica são utilizados diferentes tipos de cadinhos (como já se referiu, também denominados de cartuchos ou copas), sendo que aqui vão ser referidos apenas os dois tipos usados no trabalho prático.

Assim, temos:

- 1- Cadinhos abertos de secção quadrada com adições de telúrio:

Estes são usados para a determinação do carbono equivalente *liquidus*, %C, %Si nos ferros lamelares hipereutéticos e hipoeutéticos [37].

Nos banhos hipereutéticos, a primeira inflexão da curva de arrefecimento

representa a precipitação da grafite, mas muitas vezes não é muito visível esta inflexão na curva, já que a quantidade de grafite precipitada é muito pequena. São por isso usadas adições (pinturas) de telúrio nas paredes dos cadinhos, de modo a se obter uma relação satisfatória entre os pontos críticos e o CE. Ao telúrio atribui-se a capacidade em retardar ou mesmo suprimir a nucleação e formação da grafite, provocando a solidificação do ferro fundido a partir do diagrama metaestável. A solidificação ocorrerá com a formação de austenite e carbonetos eutéticos. [12, 38].



Figura 10: Exemplo de cadinhos abertos de secção quadrada [39];

2- O cadinho patenteado pela OCC, GmbH (cadinho fechado com duas cavidades):

As duas cavidades internas deste cadinho possibilitam que numa delas seja colocada o inoculante usado no processo, o que origina duas curvas de arrefecimento diferentes (uma inoculada e outra não inoculada) que permitem avaliar o efeito da adição de uma dada percentagem de inoculante. Também, o facto de haver duas cavidades poderá servir para simular e estimar o efeito da inoculação tardia, adicionando a mesma proporção desse inoculante numa das cavidades.

Quanto ao facto de ser fechado, isso potencia duas vantagens relativamente aos cadinhos abertos. Assim, não há troca de calor entre a amostra e o ar, o que permite simular uma solidificação mais fiel à que realmente acontece no interior da moldação. Também, com o uso destes cadinhos, a variação da quantidade de banho que ocorre nos cadinhos abertos, devido ao maior ou menor enchimento da cavidade é eliminada, levando a que o termopar fique sempre no centro geométrico da amostra [34].



Figura 11: Representação do cadinho fechado de duas cavidades patenteado pela OCC, GmbH [40];

3.14. Estado da arte (criação de um modelo matemático para controlo empírico do processo de produção)

É possível analisar e relacionar diferentes parâmetros de produção com as características das curvas de arrefecimento. Usando correlações e regressões lineares, podem criar-se formulações matemáticas que podem ser usadas para ajustar as curvas dentro dos parâmetros desejados e fazer algumas previsões sobre as características das peças finais obtidas em bruto de fundição. As formulações matemáticas que são obtidas entre os vários parâmetros, sendo obtidas em fundições que operam sobre condições particulares de produção, que estão associadas à fundição em causa, são relações difíceis de adaptar a diferentes fundições, sendo, por isso, particulares da fundição em causa [30].

O objectivo final é, baseando-se na aplicação de um modelo matemático e nos princípios da Análise Térmica, obter um método empírico de controlo do processo de produção.

Para controlar o processo de produção usando o modelo devem ser implementadas três etapas:

1ª - INPUT (entrada de informação proveniente do processo) - nesta informação está incluída a informação obtida pela AT, normalmente após o tratamento na colher.

2ª - Aplicação do modelo matemático - o modelo avalia os dados introduzidos e determina as acções correctivas e preventivas que se devem realizar (por exemplo, relativamente ao parâmetro TLIQ).

3ª - OUTPUT (saída de informação) - a informação de saída sobre os parâmetros, por exemplo, a previsão da resistência à tracção.

Estes modelos utilizam um algoritmo matemático que tenta descrever da melhor forma as relações de causa/efeito entre os parâmetros do processo e o estado final das peças. Por isso, através destes modelos se diz ser possível fazer previsões.

Para se gerar os modelos, o “input” de informação inicial inclui, além da informação da AT, os dados fornecidos pelo laboratório, ou seja, a informação da análise química efectuada no espectrómetro, dos ensaios mecânicos e das análises metalográficas. É com toda esta informação, dos vários parâmetros analisados, que será possível verificar a possibilidade de correlação de causa/efeito entre as variáveis. Depois, toda a informação é compilada numa folha de cálculo e trabalhada estatisticamente de forma a perceber qual a variável (ou variáveis) que se correlacionam com um dado parâmetro obtido pelo laboratório (como, por exemplo, a resistência à tracção). A análise térmica permite o controlo da qualidade do banho e antecipação de alguns parâmetros estruturais e de resistência, no intervalo de tempo que ronda os 90 segundos, antes de proceder ao seu

vazamento nas moldações [34, 40].

Além da resistência à tracção, é frequente controlar-se parâmetros como: teor de C, o teor de Si, a inoculação, etc.

4. Metodologia experimental

4.1. Instalação do sistema de análise térmica na DuritCast

A DuritCast instalou um sistema de análise térmica durante o período de início de trabalho nas instalações da empresa.

A primeira parte do trabalho foi acompanhar a montagem do equipamento de análise térmica nas instalações da empresa e perceber a sua forma de funcionamento.

O sistema de análise térmica instalado foi desenvolvido na empresa OCC GmbH (Mönchengladbach, Alemanha).

Foram instalados três estações distintas de aquisição de amostras para a análise térmica (de acordo com o esquema da figura 12): uma junto aos fornos de fusão, outra junto à linha de moldação automática e outra ainda junto à linha de moldação manual. Junto a estes três locais foram também instalados painéis electrónicos, com mostrador digital, para visualização da temperatura aquando da sua medição. Estas estações, e respectivos painéis, foram conectadas a um computador central onde foi instalado o hardware necessário e o software PhaseLab® para tratamento dos dados.

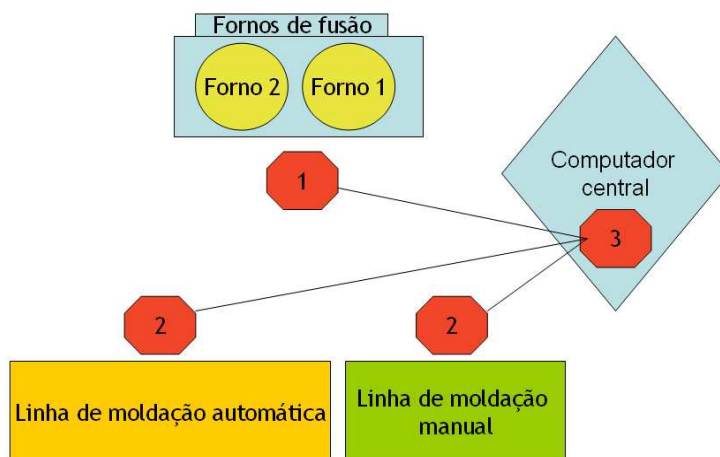


Figura 12: Esquema representativo das 3 zonas distintas (1- estação junto aos fornos de fusão; 2-estações junto às linhas de moldação; 3- computador central);

Na estação junto dos fornos de fusão:

Nesta estação a aquisição da amostra para a análise térmica é feita num cadinho com telúrio. Esta estação permite acoplar dois cadinhos, um para cada um dos fornos

(designados de “forno 1” e “forno 2”).

A temperatura do metal base é avaliada imediatamente antes de se retirar as amostras, uma para a análise térmica e outra para a análise química. Este procedimento é repetido até o metal base estar dentro dos parâmetros de produção da empresa.

Imediatamente antes do vazamento do metal para a colher mede-se de novo a temperatura para se registar a temperatura a que é feito o tratamento (a inoculação, no caso do ferro fundido cinzento).

Todos os registos efectuados da análise térmica são comunicados automaticamente ao computador central.



Figura 13: Imagem da estação junto dos fornos de fusão que permite acoplar dois cadinhos: nesta fotografia apenas o cadinho do forno 1 (do lado direito) está acoplada à estação;

Nas estações junto das linhas de moldação (automática e manual):

Nestas estações, o cadinho para a aquisição da amostra para a análise térmica é um cadinho AccuVo. A colher usada no processo normal da empresa é uma colher de 1000kg e, após o tratamento de inoculação, o operador procede à escorificação da superfície do banho metálico e, no seguimento dessa operação, retira-se uma amostra para a análise térmica e outra para a análise química. A temperatura antes de retirar essas amostras é registada. Depois de retirar as amostras, é vazado um provete para ensaio mecânico e antes desse vazamento regista-se a temperatura (temperatura de vazamento). Todos os registos efectuados da análise térmica são comunicados automaticamente ao computador central.



Figura 14: Imagem duma estação junto a uma linha de moldação onde é possível acoplar um cadinho (copa) do tipo AccuVo;

No computador central:

O computador central é o posto de comando da análise térmica onde o software instalado regista todas as informações transmitidas pelas estações.

O software principal que está instalado é o programa PhaseLab®, que permite ler vários parâmetros, assim como visualizar o traçado das curvas de análise térmica. O ecrã principal deste programa está dividido em quatro janelas: forno 1, forno 2, linha de moldação automática e linha de moldação manual. A transmissão dos dados das estações para o computador dá-se automaticamente e os dados vão sendo registados por este programa. Um outro programa instalado, o PhaseLab Report®, é um auxiliar do PhaseLab®, onde ficam registados todos os dados e onde se pode, entre outras possibilidades, alterá-los, visualiza-los e exporta-los.



Figura 15: Vista do ecrã principal do PhaseLab®, com as quatro diferentes janelas correspondentes às diferentes leituras (forno 1, forno 2, linha de moldação automática e linha de moldação manual);

4.2. Metodologia dos testes efectuados

Os testes efectuados para este trabalho foram todos realizados em regime de produção, não interferindo com os parâmetros e funcionamento normal da produção da empresa, logo são testes onde as variações dos parâmetros são as variações verificadas no processo normal de controlo da empresa existente antes da implementação da análise térmica.

Para este trabalho, em cada forno carregado para a produção de ferro fundido cinzento de grafite lamelar, a metodologia usada seguiu a seguinte sequência:

- I. **Medição da temperatura do forno de fusão:** Medida da temperatura do banho metálico no forno de fusão, efectuada por pirómetros de imersão utilizando termopares, para registo da temperatura a que é retirada a amostra e verificação se a temperatura se encontra no intervalo admitido para a aquisição de uma amostra (aproximadamente entre 1400°C a 1440°C).
- II. **Aquisição de amostras:** quando a temperatura está dentro do intervalo admitido, é adquirida uma amostra do banho metálico para a análise térmica num cadinho aberto com telúrio (do tipo Quick Cup ElectroNite®) e outra amostra para a análise química do espectrómetro, na estação junto dos fornos de fusão.



Figura 16: Imagem da operação de recolha de amostras na estação dos fornos de fusão: o operador recolhe a amostra para a análise térmica num cadinho com telúrio e tem, junto a esta, o cadinho para recolher uma amostra para a análise química do espectrómetro;

- III. **Registo dos valores obtidos pela análise térmica e verificação dos valores da análise química:** Quando a análise química indicar necessidade de correcção ao

banho metálico, aplicam-se as medidas correctivas e volta-se ao ponto I desta sequência; Se a análise química indicar estar nos intervalos definidos para a produção da liga desejada, avança-se para o ponto IV;

Tabela 3: Exemplo ilustrativo da percentagem dos 14 elementos químicos analisados pelo espectrómetro.

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Mg	%Cu	%Cr	%Al	%Mo	%Ni	%Ti	%Sn	%Fe
3,426	2,079	0,765	0,001	0,042	0,006	0,168	0,033	0,001	0,001	0,045	0,007	0,020	93,314

IV.Registo da temperatura de tratamento e do tratamento efectuado: Estando o banho metálico pronto a ser vazado para a colher onde será feito o tratamento de inoculação, mede-se a temperatura do metal líquido, com um pirómetro de imersão, imediatamente antes do vazamento para a colher (temperatura de tratamento) e regista-se os dados do tratamento efectuado, tal como: qual o inoculante usado, a quantidade de inoculante usada, outros elementos adicionados e suas quantidades, como, por exemplo, o cobre adicionado quando se pretende produzir uma liga de EN-GJL-250.

V.Registo da temperatura e aquisição de amostras junto à linha de moldação: Após o tratamento, feito na primeira colher retirada do respectivo forno e após a operação de escorificação da colher, mede-se de novo a temperatura do banho na colher e, depois, retira-se uma amostra para a análise térmica num cadinho do tipo AccuVo e outra amostra para a análise química. Estas operações realizam-se na estação de análise térmica junto à linha de moldação (manual ou automática) onde é vazada a primeira colher de cada forno.

VI.Registo da temperatura e vazamento à parte de um tarugo, para maquinar num provete para ensaios mecânicos: imediatamente antes do vazamento, mede-se a temperatura (temperatura de vazamento) para se verificar se a liga está no intervalo de temperaturas definido pela empresa para o vazamento, e vaza-se à parte, numa moldação de areia, um tarugo de teste, para obtenção de um provete para proceder a ensaios mecânicos de tracção. Este é identificado com um número relativo ao teste em causa.



Figuras 17 e 18: Imagem da esquerda, vazamento do tarugo para obtenção de um provete para ensaio de tracção; imagem da direita, moldação em areia, com chapa de identificação para associar o tarugo ao teste realizado;

- VII. **Registo dos dados de análise térmica e dos dados da análise química:** registam-se os dados da análise térmica da copa AccuVo, tal como os da análise química efectuada no espectrómetro (e verifica-se se estão dentro dos intervalos exigidos para a produção da liga e peças que estiverem a ser vazadas).
- VIII. **Inserir os dos dados numa folha de cálculo:** para uma pré-organização dos dados, após a realização de cada teste procede-se à construção de uma folha de cálculo com os valores obtidos para cada teste (tanto da análise térmica como para a análise química) e com as observações sobre como decorreu o teste e quais as peças vazadas com a colher controlada.
- IX. **Novo teste:** no início de uma nova carga de um forno destinado a produzir uma liga EN-GJL-200 ou EN-GJL-250, inicia-se a sequência a partir do ponto I.
- X. **Ensaio de tracção:** os tarugos recolhidos são maquinados em provetes e são submetidos a ensaios mecânicos de tracção para obtenção da tensão de rotura (R_m) em MPa; Estes ensaios permitem ver se a liga produzida em determinado teste se encontra, ou não, dentro das especificações da norma que define as propriedades para a liga EN-GJL-200 e EN-GJL-250.

4.3. Metodologia do trabalho prático realizado no laboratório

Após o período de testes realizado nas instalações da DuritCast, o trabalho prossegue com uma vertente laboratorial, levada a cabo no laboratório do Departamento

de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto. Nesta fase do trabalho pretende-se analisar a microestrutura dos provetes obtidos dos testes, após terem sido ensaiados no ensaio de tracção. Assim, o objectivo é obter uma amostra retirada de cada provete.

O método para a preparação e análise das amostras seguiu a seguinte ordem:

1- Corte do provete traccionado

Após os ensaios mecânicos, o provete traccionado até à rotura está dividido em duas partes. Para a obtenção de uma amostra escolheu-se a zona de corte de tal forma que a análise microestrutural fosse feita na face onde se deu a rotura do provete, como pode ser visto nas fotografias das figuras 19 e 20.



Figuras 19 e 20: Imagem da esquerda, aspecto das duas metades do provete após ter sido traccionado e da face a polir para analisar; imagem da direita, esquematização da zona de corte para obtenção de uma amostra;

2- Identificação da amostra recolhida

Após o corte da amostra, procedeu-se à identificação da mesma, como se pode ver na imagem da figura 21.



Figura 21: Exemplo da forma de identificação de uma amostra cortada do provete;

3- Polimento

Depois do corte, não havendo necessidade de montar a amostra, passou-se à fase de preparação das amostras por polimento manual. Esta fase seguiu o procedimento apresentado nos 12 pontos abaixo:

- 1 - polimento grosseiro numa lixa de SiC abrasiva de 180 Mesh
- 2- lavagem da amostra em água corrente e secagem com ar comprimido
- 3- polimento grosseiro numa lixa de SiC abrasiva de 320 Mesh
- 4- lavagem da amostra em água corrente e secagem com ar comprimido
- 5 - polimento grosseiro numa lixa de SiC abrasiva de 400 Mesh
- 6- lavagem da amostra em água corrente e secagem com ar comprimido
- 7- polimento grosseiro numa lixa de SiC abrasiva de 600 Mesh
- 8- lavagem da amostra em água corrente e secagem com ar comprimido
- 9- polimento fino num pano com suspensão de diamante de 3 μ m
- 10- lavagem da amostra em água corrente e secagem com ar comprimido
- 11- polimento fino num pano com suspensão de diamante de 1 μ m
- 12- lavagem da amostra em água corrente e secagem com ar comprimido



Figura 22: Fotografia durante a operação de polimento manual realizada;

4 - Análise metalográfica das amostras (aquisição de imagens)

Após o fim do polimento das amostras pretendeu-se analisar a morfologia da grafite. Para tal, foi necessário proceder à aquisição de imagens da microestrutura, das amostras sem ataque, através de uma câmara digital AxioCam MRc5, acoplada num microscópio AxioVert 100A e conectada a um computador com o software AxioVisionLE 4.6®. Para cada amostra foram adquiridas 10 imagens, com ampliações de 100X, de forma a garantir ter imagens representativas da globalidade da estrutura. Todas as fotografias adquiridas foram guardadas para análise posterior, juntamente com os restantes dados do trabalho.

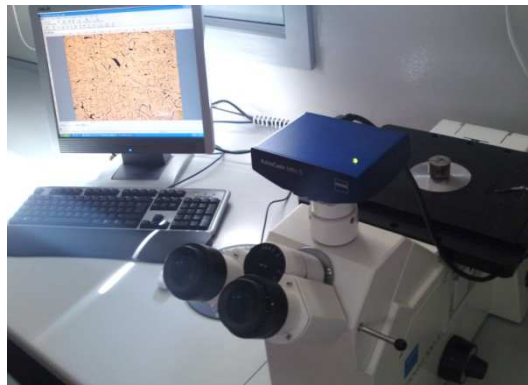


Figura 23: Fotografia durante a operação de aquisição de imagens da microestrutura;

5- Análise da morfologia da grafite

Para a análise da morfologia da grafite foram introduzidas as fotografias adquiridas no software Mirc-O-Phase®. Este software analisou o tipo de grafite através dum modelo de distribuição da grafite lamelar, segundo a variante A, D e E, de acordo com a norma EN ISO 945.

4.4. Metodologia da análise dos dados

Terminado o trabalho de campo na DuritCast e o trabalho laboratorial, define-se uma metodologia para o tratamento dos dados adquiridos. O objectivo é estudar todos os dados, cruzar as informações de todas as variáveis, tentando compreender o que indiciam e tentar obter correlações que permitam um melhor controlo da produção das ligas em causa, usando a informação da análise térmica.

As informações tidas em conta são:

- a informação das análises químicas do espectrómetro (provenientes do laboratório da DuritCast);
- as informações sobre outros parâmetros de produção (tal como temperaturas usadas, inoculante usado, quantidade de inoculante, etc.);
- as informações dos ensaios mecânicos realizados (ensaios de tracção);
- as informações que a análise térmica fornece (curvas e parâmetros registados nos testes);
- as informações sobre a análise metalográfica.

Toda a informação é introduzida e compilada numa folha de cálculo Excel®. Depois, recorre-se das opções de estatística do Excel® e a um outro software de regressões lineares, o CSL®, testando-se várias correlações entre as variáveis. Assim, procura-se encontrar as variáveis da análise térmica que melhor possam prever a resistência à tracção e a morfologia da grafite obtida, para que, com a melhor correlação possível seja possível gerar um modelo matemático para aplicar no processo de controlo de produção.

5. Resultados experimentais e discussão

5.1. Avaliação do efeito da temperatura de *liquidus* sobre a resistência à tracção para ferros fundidos cinzentos

A temperatura de *liquidus* é um parâmetro do processo que influencia a microestrutura e a sanidade das peças vazadas. O seu controlo é portanto importante para a produção de uma determinada peça, pelo que as suas variações devem ser controladas.

Na produção de ferro fundido lamelar, à variação da temperatura de líquidos está associada também uma variação de resistência mecânica, que resulta da alteração da distribuição das partículas de grafite na estrutura. Também o aparecimento de porosidade das peças quando a temperatura de *liquidus* é demasiado elevada (falta de carbono para precipitar na forma de grafite) é um fenómeno controlável por análise térmica.

Nos testes em questão, realizados na DuritCast, pretendeu-se avaliar a magnitude da influência da temperatura de *liquidus* sobre o valor da resistência máxima, R_m [MPa]. Exemplos das variações registadas na medição da temperatura de *liquidus* do metal base (T_Liq Metal base), e da temperatura de *liquidus* após tratamento (T_Liq vazamento), são apresentadas na figura 24.

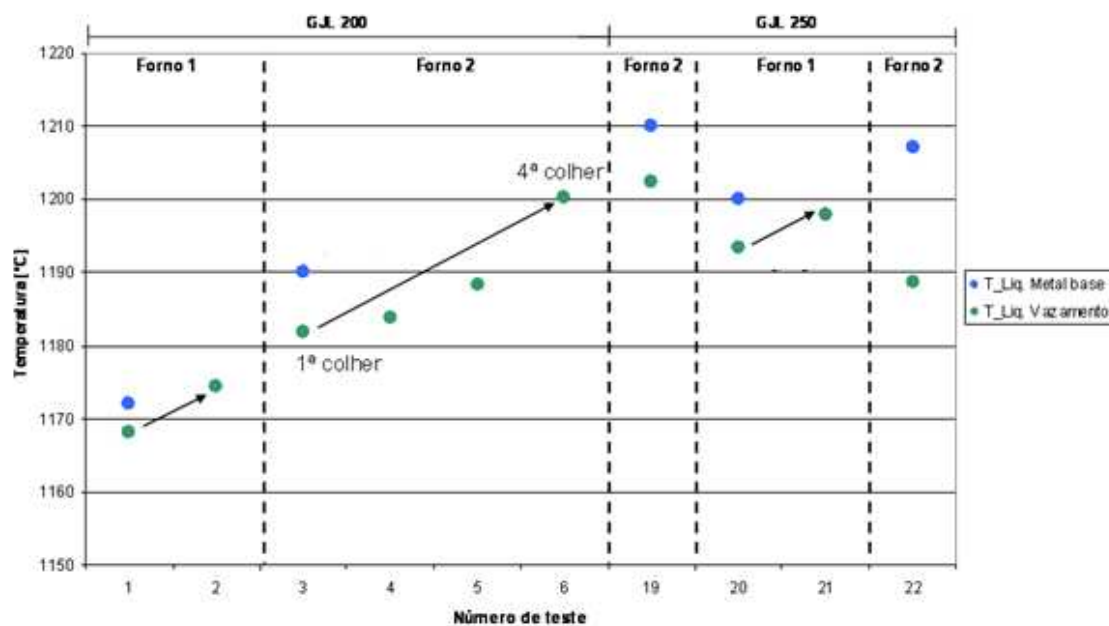


Figura 24: Temperatura de *liquidus* no metal base, e no vazamento, registada em diferentes testes para as ligas EN-GJL-200 e EN-GJL-250, elaboradas no forno 1 e no forno 2;

Pela observação da figura 24, é possível perceber que a temperatura de *liquidus* não é constante, apresentando variações mesmo para a produção da mesma liga. Também, a temperatura após vazamento, aquela que é registada no cadinho AccuVo (assinalada na figura com a cor verde), sobe de forma sistemática desde a primeira colher até à última de um mesmo forno. Apesar da análise térmica evidenciar esta variação na temperatura de *liquidus*, não eram realizadas quaisquer correcções à mesma, quer pela adição de carbono ou aço.

5.2. Resultados e análises para a liga EN-GJL-200

Nos vários testes que foram efectuados conforme a metodologia experimental anteriormente descrita, a correlação obtida entre a temperatura de líquidos após tratamento de inoculação e a resistência à tracção (R_m) para a liga EN-GJL-200 é a apresentada na figura 25.

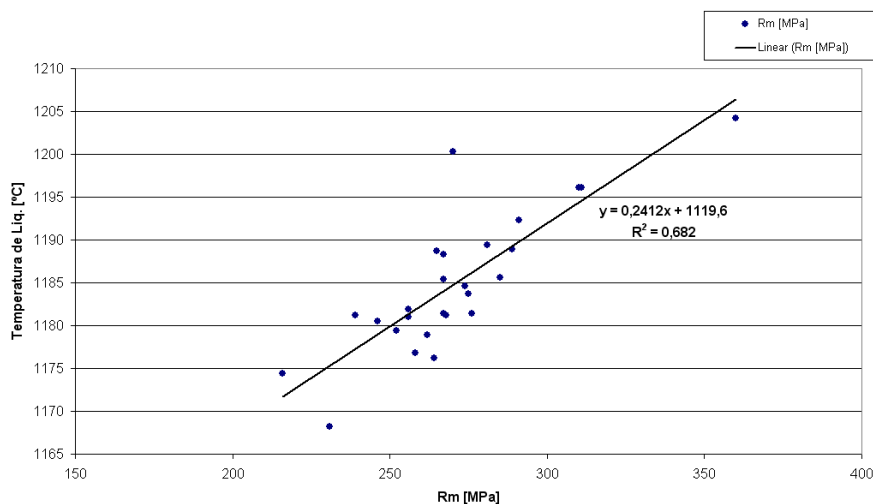


Figura 25: Correlação entre a temperatura de *liquidus* após tratamento de inoculação e a resistência à tracção (Rm) para a liga EN-GJL-200;

A correlação apresentada tem um R^2 de 0,682. Apesar de não indicar uma correlação elevada, mostra que de facto existe uma relação directa entre estas duas variáveis (temperatura de *liquidus* e Rm).

Recorrendo a um software de regressões lineares (CSL®), foi possível verificar que a variável com mais influência sobre a resistência a tracção é mesmo a temperatura de *liquidus*, neste caso identificada como a curva da Accuvo não inoculada (LIQ_PLANA), como se pode ver na figura 26, onde se obteve a mesma correlação, com um R^2 de 0,682.

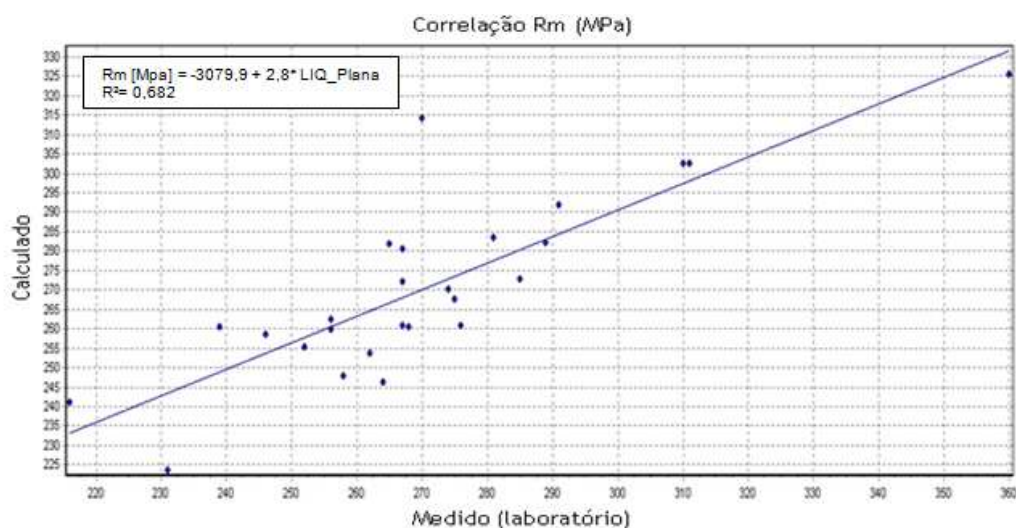


Figura 26: Gráfico com a melhor correlação entre a Rm e uma variável de análise térmica para a liga EN-GJL-200;

Desta correlação é também possível retirar que quanto mais alta a temperatura de

liquidus (que sabemos que significa um menor CE), maior a resistência à tracção.

De igual modo, procurou-se a melhor correlação entre a Rm e duas variáveis de análise térmica, e a correlação encontrada, mostrou que as duas variáveis com mais influência eram a temperatura de *liquidus* (LIQ_PLANA) e a temperatura de sobrearrefecimento eutético (EUT_LO_PLANA), como se pode ver na figura 27.

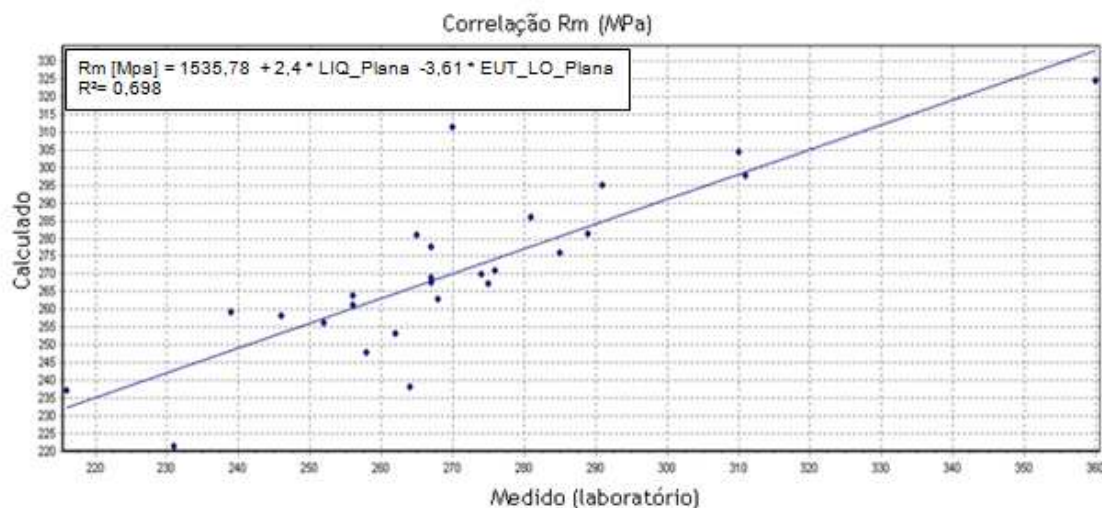


Figura 27: Gráfico com a melhor correlação entre a Rm e duas variáveis de análise térmica;

As informações que também podem ser retidas é que, quanto maior a temperatura de *liquidus* (menor CE) maior será a resistência à tracção, mas também quanto maior for o sobrearrefecimento (EUT_LO_Plana mais baixo) maior será o Rm (o poderá estar relacionado com a formação de grafite tipo D ou carbonetos, mas não temos como provar este efeito).

O que importa reter de ambas as correlações da resistência à tracção com as variáveis de análise térmica, é que indicaram que a variável com mais influência sobre a resistência à tracção é mesmo a temperatura de *liquidus* obtida após tratamento de inoculação (LIQ_Plana). Tal como a bibliografia indica, a um aumento da temperatura de *liquidus*, corresponde um menor carbono equivalente, e uma maior resistência à tracção.

Voltando à figura 25, uma observação cuidada do gráfico revela que para determinadas temperaturas de *liquidus* fixas, ou muito aproximadas, a resistência a tracção varia. Este facto indica que, para os dados disponíveis, algo mais do que a temperatura de *liquidus* exerce influência sobre esta variável.

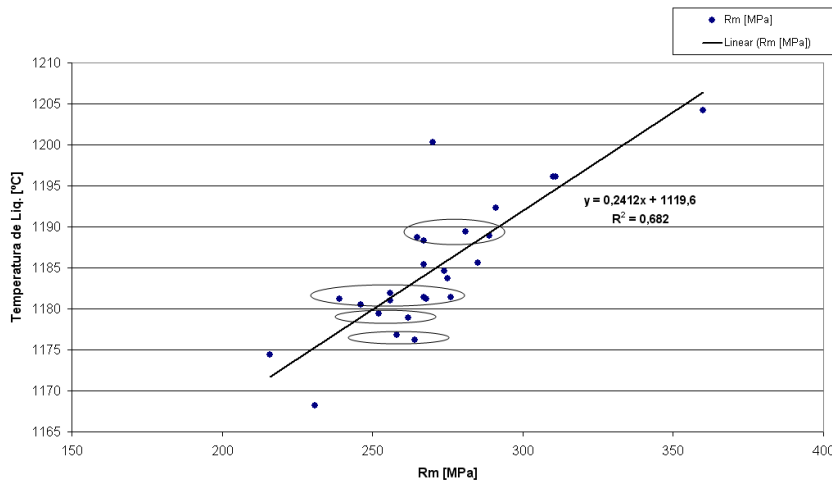


Figura 28: Correlação entre a temperatura de *liquidus* após tratamento de inoculação e a resistência à tracção (Rm) para a liga EN-GJL-200, destacando grupos de temperatura de *liquidus* com diferentes valores de Rm;

A bibliografia indica que alguns elementos químicos, como o cobre (Cu) e o estanho (Sn), aumentam a resistência à tracção por intermédio do aumento da fracção de perlite da matriz. O Cu é mesmo o elemento que é usado como perlitizante e que distingue a obtenção da liga EN-GJL-200 da liga EN-GJL-250 a partir do mesmo metal base. Então, da observação das análises químicas fornecidas pelo espectrómetro foram verificadas se havia variações no teor de elementos que pudessem justificar a variação da resistência à tracção para uma mesma temperatura de *liquidus*. Seguindo esta linha de raciocínio, foi avaliada a variação do teor de vários elementos, entre eles, o estanho e o cobre. As variações de estanho não eram significativas, por sua vez, no caso do teor em cobre para os testes realizados, constatou-se uma variação que pode ser apreciada pela observação do gráfico da figura 29.

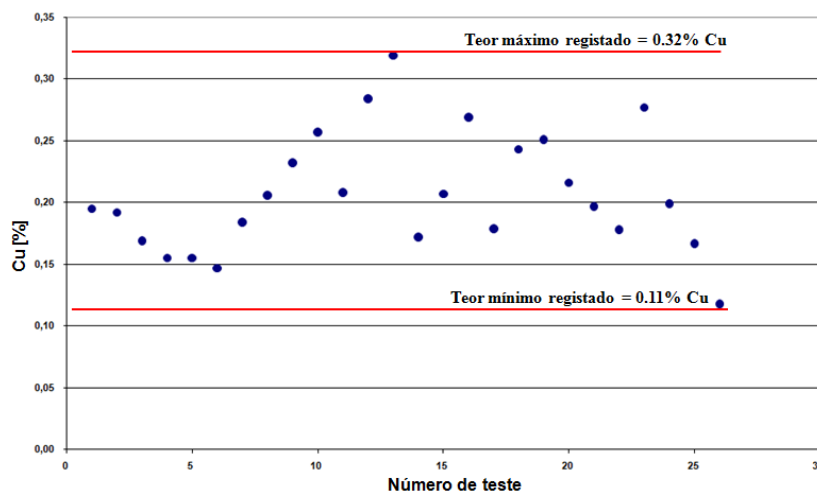


Figura 29: Variação do teor de cobre ao longo dos vários testes realizados para a liga EN-GJL-200;

O teor em cobre dos dados recolhidos varia entre 0,11% e 0,32%, o que parece ser significativo tendo em linha de conta o efeito deste elemento sobre a estrutura. Assim, poderá ser esta variação o factor que faz variar a resistência à tracção em gamas temperatura de *liquidus* semelhantes, ou seja, existe um efeito do cobre que tem que ser considerado.

Para melhorar a correlação obtida na figura 25, é necessário corrigir os dados, suprimindo o efeito do aumento de R_m causado pelo Cu. Para tal, é necessário seleccionar os pontos experimentais que tenham a mesma temperatura de *liquidus*, ou em gamas de temperatura de *liquidus* muito aproximadas, mas com resistência à tracção diferente. Esta selecção tem em conta a constatação apresentada na figura 28.

Assim, foram efectuadas correlações do teor de Cu com a resistência à tracção, para diferentes grupos seleccionados com diferentes gamas de temperaturas de *liquidus*. As seguintes correlações das figuras 30, 31, 32 e 33, mostram o efeito do cobre no aumento da resistência à tracção, para as várias gamas de temperaturas de *liquidus* seleccionadas.

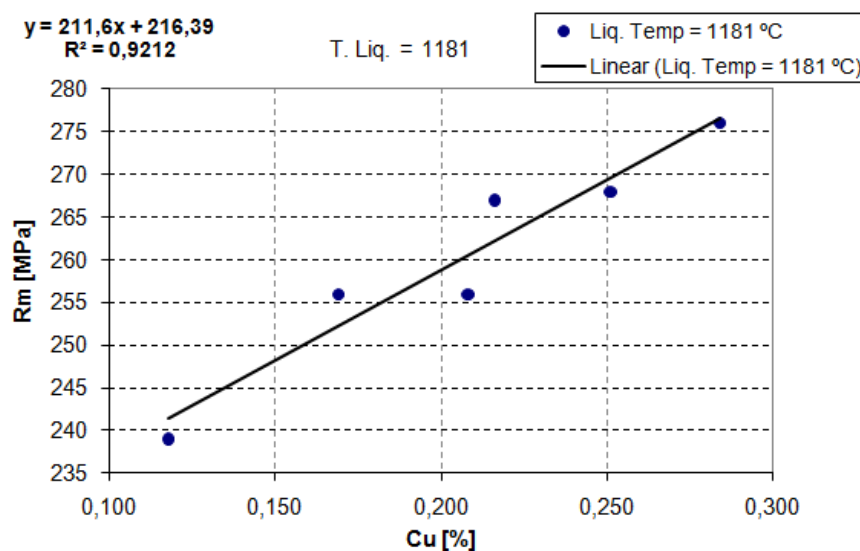


Figura 30: Correlação entre a R_m e o teor de Cu para uma temperatura de *liquidus* de aproximadamente 1181°C;

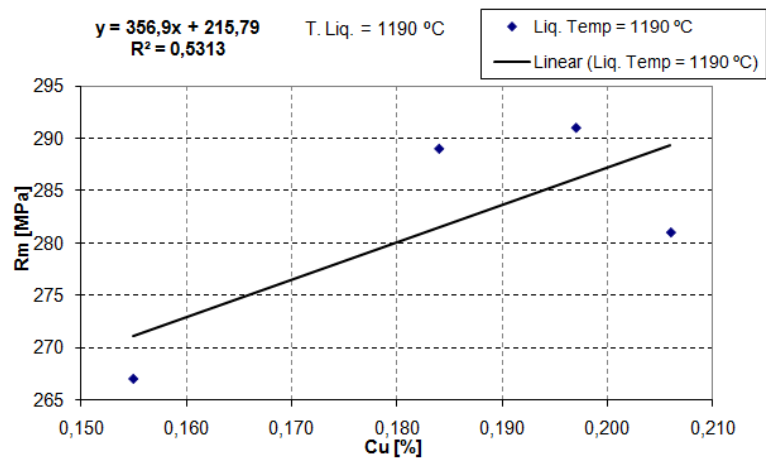


Figura 31: Correlação entre a Rm e o teor de Cu para uma temperatura de *liquidus* de aproximadamente 1190°C;

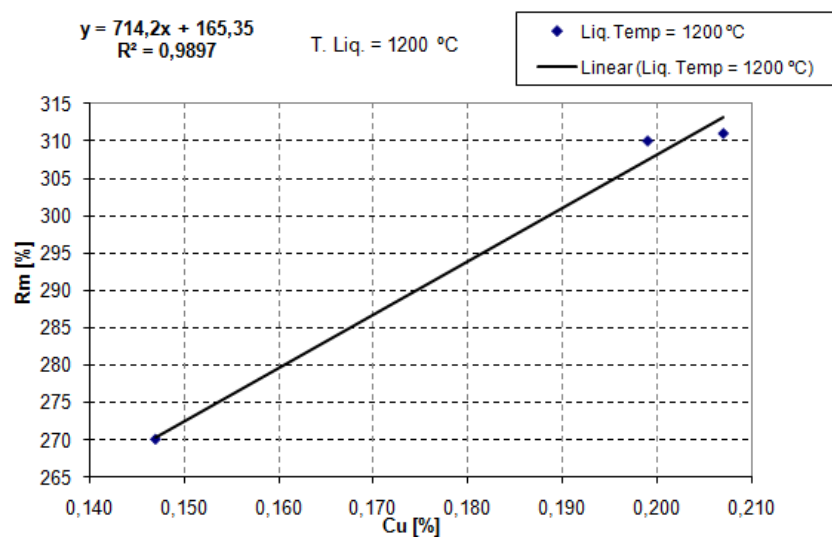


Figura 32: Correlação entre a Rm e o teor de Cu para uma temperatura de *liquidus* de aproximadamente 1200°C;

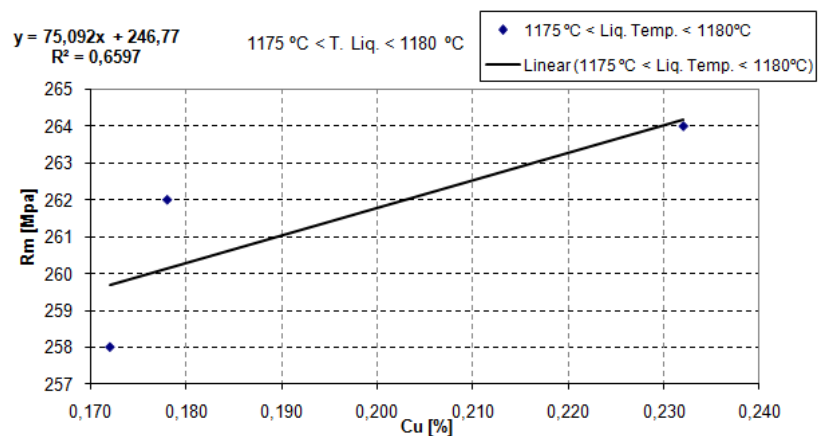


Figura 33: Correlação entre a Rm e o teor de Cu para uma temperatura de *liquidus* entre 1175°C e 1180°C;

A correcção do efeito do Cu sobre o Rm para as temperaturas de *liquidus* na gama dos 1185°C não foi realizada porque, como mostra o gráfico da figura 34, o R^2 desta correlação é aproximadamente zero.

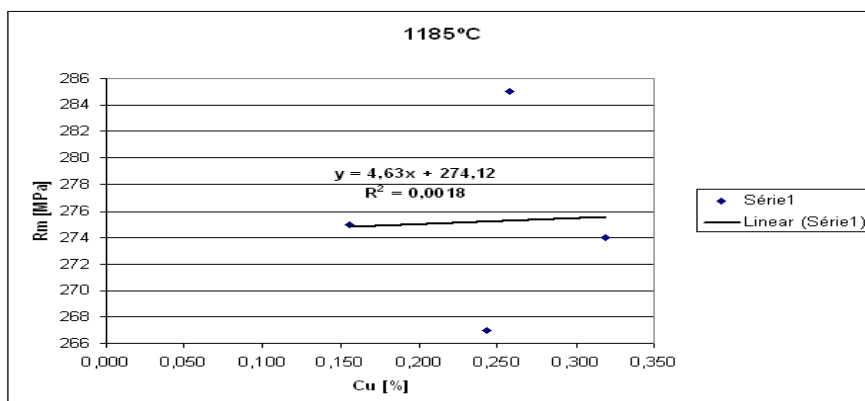


Figura 34: Correlação entre a Rm e o teor de Cu para uma temperatura de *liquidus* entre 1175°C e 1180°C;

Tendo em conta que o teor de cobre médio para os pontos experimentais era de 0,2% (Cu_médio), e com base nestes pressupostos, o valor de Rm para cada ponto experimental foi recalculado, compensando o efeito do Cu, como se o seu teor fosse constante (atribuindo-lhe o valor médio de 0,2%). A fórmula de cálculo dos valores de Rm corrigido é apresentado na tabela 4 e a nova correlação é apresentada na figura 35.

Tabela 4: Fórmulas de cálculo da resistência à tracção corrigida

Gama de temperaturas	Correlação	Fórmula utilizada para o cálculo do Rm corrigido
T. Liq ~1181°C	$Rm = 211,6x \%Cu + 216,39$	$Rm(corr.) = Rm + 211,6x(\%Cu_{médio} - \%Cu)$
T. Liq ~1190°C	$Rm = 356,9x \%Cu + 215,79$	$Rm(corr.) = Rm + 356,9x(\%Cu_{médio} - \%Cu)$
T. Liq ~1200°C	$Rm = 714,2x \%Cu + 165,35$	$Rm(corr.) = Rm + 714,2x(\%Cu_{médio} - \%Cu)$
T. Liq ~1175°C ~1180°C	$Rm = 75,1x \%Cu + 246,77$	$Rm(corr.) = Rm + 75,1x(\%Cu_{médio} - \%Cu)$

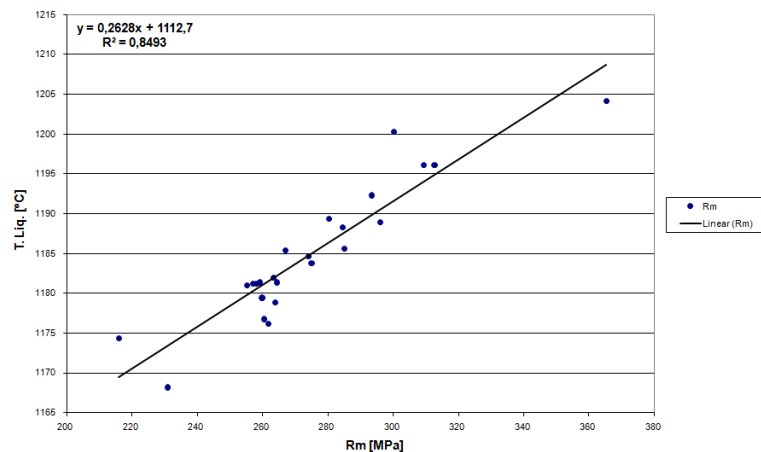


Figura 35: Correlação entre a Rm e o teor de Cu usando os valores de Rm corrigidos pelo efeito do cobre;

A figura 35 mostra que após as correcções realizadas aos teores em cobre, a correlação entre Rm e a temperatura de *liquidus* passou de um R^2 de 0,682 (ver figura 25) para um R^2 de aproximadamente 0,85 (0,8493). Este coeficiente de correlação é já razoável e atesta que a temperatura de líquidos tem uma correlação directa com o Rm e que pode em certa extensão ser controlada por este parâmetro.

Se a este novo gráfico, aplicarmos os limites de resistência à tracção específicos para a liga em produção (GJL-200MPa), sabemos que as temperaturas de vazamento podem variar entre 1192°C e 1168°C, como se pode ver no gráfico seguinte (figura 36).

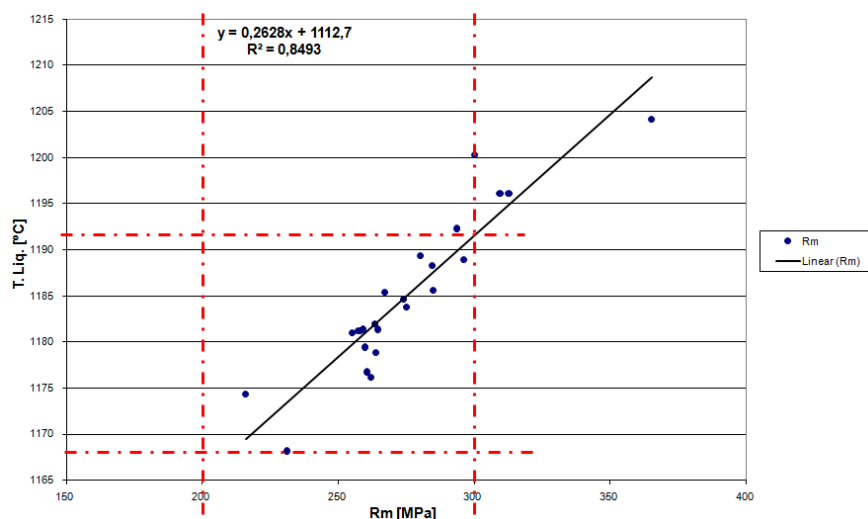


Figura 36: Correlação entre a Rm e o teor de Cu usando os valores de Rm corrigidos pelo efeito do cobre, com os limites de Rm especificados para uma liga EN-GJL-200 e as temperaturas de *liquidus* respectivas para esses limites;

Tendo em consideração as variações do Cu, sobre o Rm, foi criado ainda um gráfico destinado a auxiliar a determinação da temperatura de *liquidus* adequada para alcançar um determinado Rm, tendo em consideração o teor em cobre. Este gráfico é apresentado na figura 37.

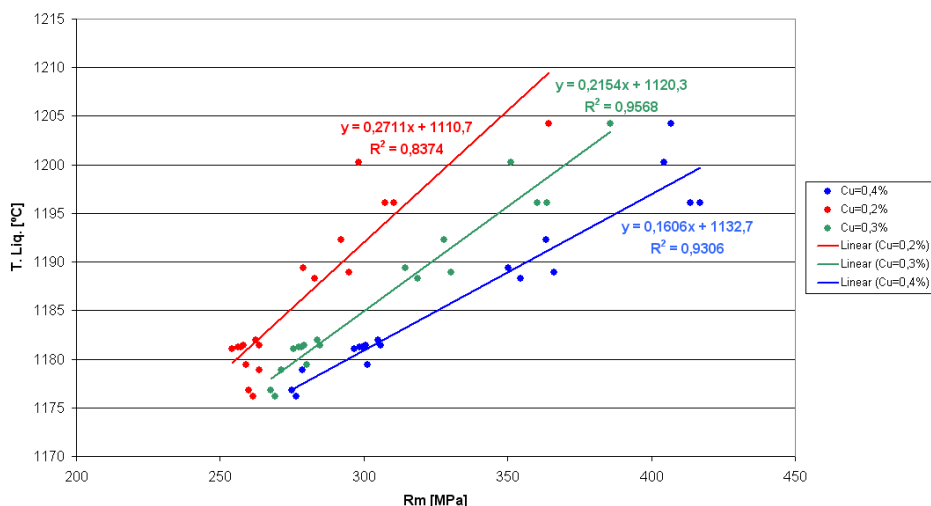


Figura 37: Correlações entre a resistência à tracção e a temperatura de *liquidus* para diferentes teores de cobre (0,2%; 0,3 e 0,4%);

A correlação para obtida para um teor de cobre de 0,2% não é igual porque foram retirados os dois pontos com Rm mais baixo de forma a melhorar a correlação para os teores de Cu de 0,3% e de 0,4%.

A figura 37 mostra que para teores crescente em Cu, a temperatura de *liquidus* necessária para alcançar um dado Rm diminui. Os R^2 obtidos são bastante elevados, o que aumenta a confiança nas relações que se retiram do gráfico.

5.3. Resultados e análises para a liga EN-GJL-250

Os pontos recolhidos em tempo útil nos testes realizados durante a produção de ferro fundido desta classe não foram suficientes para conseguir obter uma boa correlação para esta liga. Como é possível ver na figura 38, existem poucos pontos experimentais e o R^2 é de 0,38 (indicando uma má correlação). A única indicação que parece indiciar é que, a variável de análise térmica que está relacionada com a resistência à tracção é igualmente a temperatura de *liquidus*. Mas, não é possível tecer considerações sobre a liga EN-GJL-250 com este resultado.

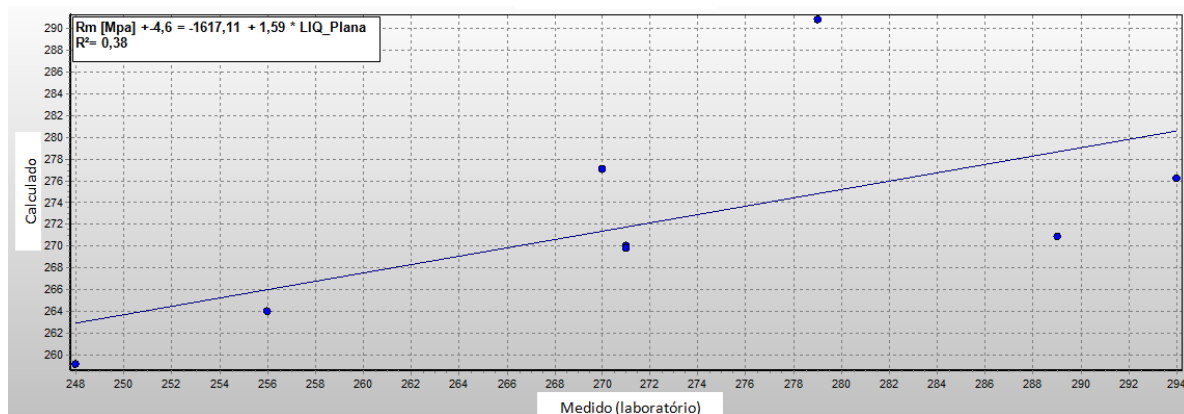


Figura 38: Gráfico com a melhor correlação entre Rm e uma variável de análise térmica para a liga EN-GJL-250;

5.4. Avaliação do efeito da temperatura de *liquidus* sobre a microestrutura para ferros fundidos cinzentos

Uma vez determinada a correlação entre a temperatura de *liquidus* e a resistência à tracção (Rm), faz sentido procurar nas amostras recolhidas, quais são as alterações microestruturais que justificam estas variações.

As amostras foram sujeitas a avaliação microestrutural e posterior análise num software de análise de imagem, para classificação da distribuição da grafite lamelar, segundo as variantes A, D e E de acordo com a Norma EN ISO 945. Em seguida, a título de exemplo, é apresentada uma figura representativa da classificação da grafite no referido software, referentes a três diferentes análises efectuadas. Nesta figura é possível ver como o software distingue as diferentes estruturas, identificando com cores diferentes os diferentes tipos de grafite.

Grafite tipo E
 Partícula não analisada

Grafite tipo A
 Grafite tipo D

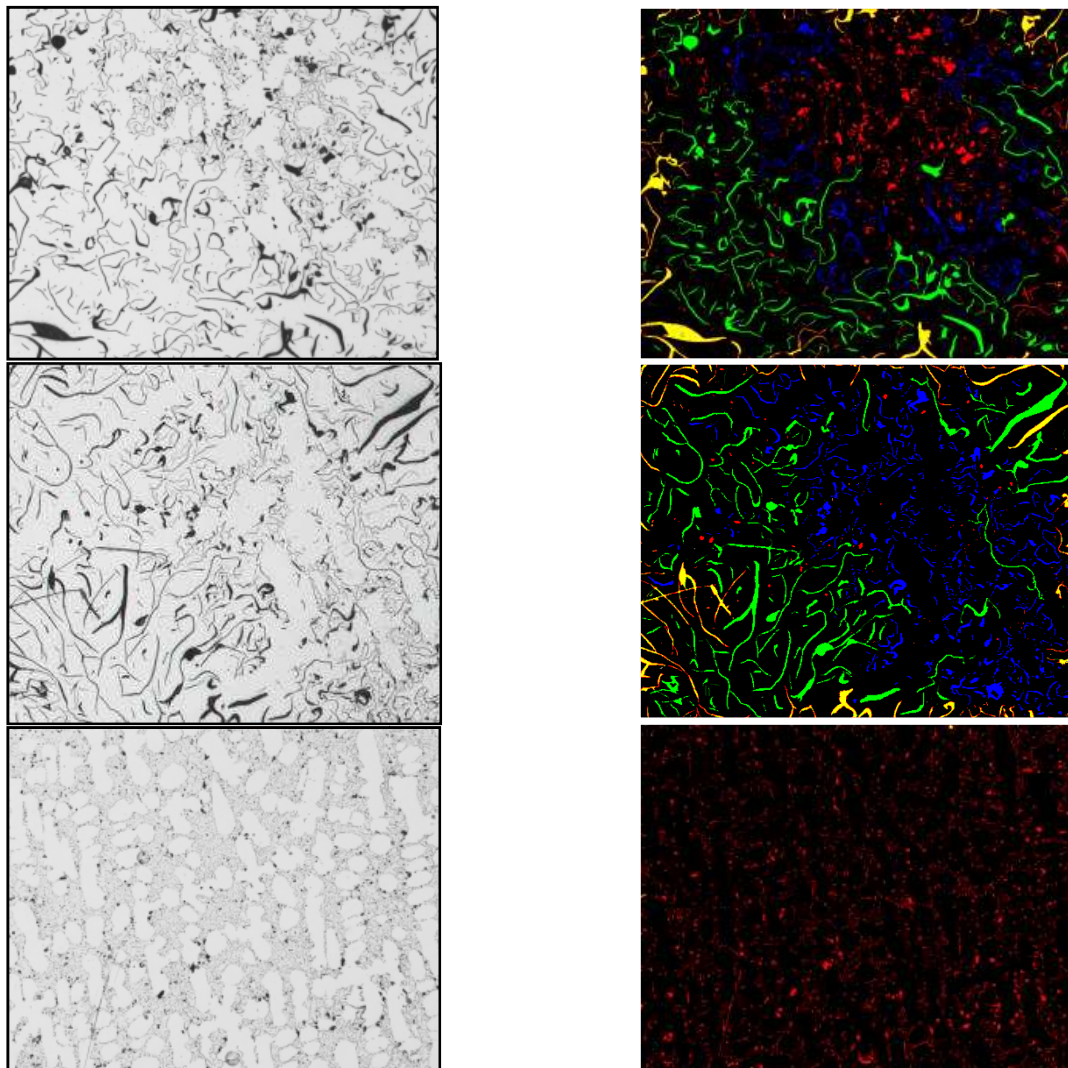


Figura 39: Imagem de microestruturas analisadas no software de análise de imagem, com as diferentes cores atribuídas aos diferentes tipos de grafite;

A partir da análise microestrutural obtida, as seguintes correlações foram realizadas, na tentativa de correlacionar a temperatura de *liquidus* com o R_m e a estrutura.

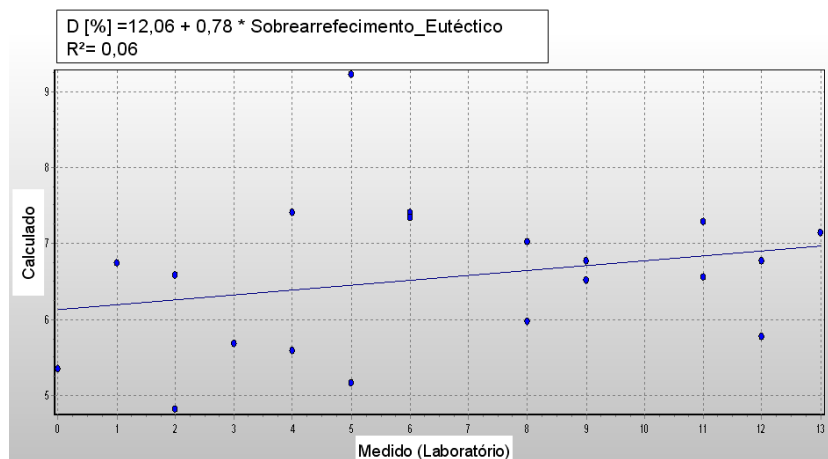


Figura 40: Melhor correlação entre a grafite do tipo D e uma variável de análise térmica;

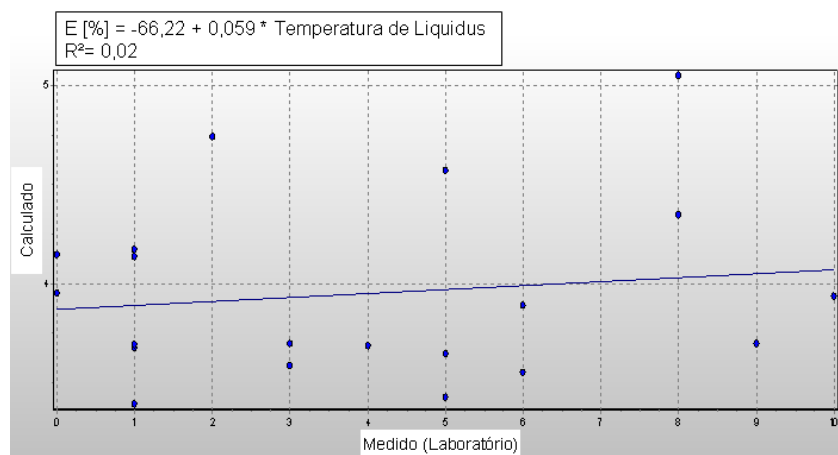


Figura 41: Melhor correlação entre a grafite do tipo E e uma variável de análise térmica;

A partir dos dois gráficos apresentados verifica-se que não é possível, para os dados disponíveis, realizar qualquer correlação entre a distribuição de grafite tipo D e E com os parâmetros provenientes da análise térmica. Embora o coeficiente de correlação seja tão baixo que não permita qualquer tipo de afirmações, convém registrar que as variáveis indicadas são as que a bibliografia indica. No caso da distribuição tipo D, esta aumenta com o aumento do sobrearrefecimento, e a distribuição do tipo E aumenta com o aumento da temperatura de líquidos. Mais uma vez se indica que apesar do efeito ser o esperado, o coeficiente de correlação impede qualquer afirmação concreta.

No que diz respeito à correlação entre a microestrutura e o Rm, a melhor correlação é apresentada no gráfico seguinte.

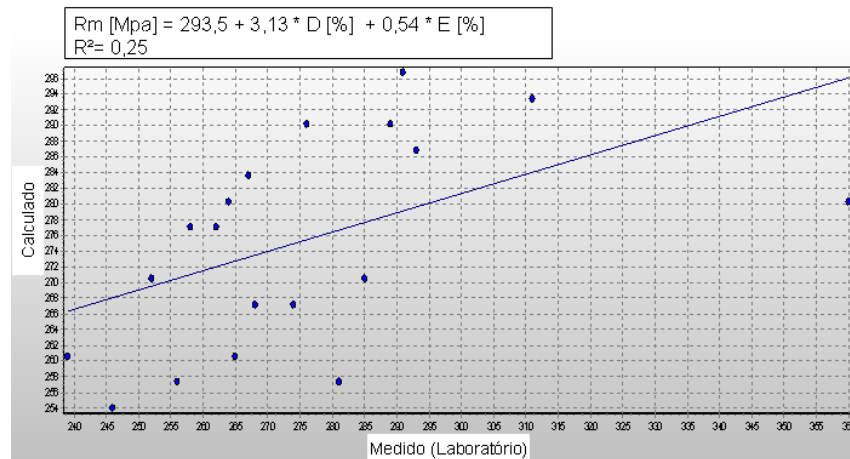


Figura 42: Correlação entre a resistência à tracção (Rm) e o tipo de grafite;

Esta correlação tem também um R^2 baixo, embora indique que a presença da grafite de distribuição E e D aumente o Rm.

A fraca correlação entre os tipos de distribuição de grafite com a temperatura de líquidos pode ser justificada pelas seguintes considerações:

1. O modelo de identificações da distribuição da grafite lamelar ainda não está totalmente aperfeiçoado, associando à análise um erro significativo.
2. A correlação entre a distribuição da grafite e a análise térmica é fraca, pelo motivo apresentado anteriormente;
3. A correlação com o Rm é baixa na medida em que pode haver outros parâmetros estruturais mais significativos para a variação do Rm. Um desses parâmetros é a densidade de células eutética. A bibliografia indica também que o efeito da variação da temperatura de *liquidus* influencia o número de células eutéticas, para o mesmo nível de inoculação. A medição do número de células eutéticas não foi possível em tempo útil para a realização desta tese.
4. As correlações podem melhorar se o algoritmo de detecção das várias variantes de distribuição de grafite lamelar for melhorado e a análise repetida, assim como se o número de amostras usadas na correlação aumentasse.

6. Conclusões

A implementação das técnicas de controlo dos processos de produção por via da análise térmica apresenta inquestionáveis vantagens para melhoria do processo de produção, embora a sua implementação tenha de ser cuidadosamente planeada e implementada.

A empresa DuritCast não possuía, no início deste trabalho de mestrado, um processo controlado por esta técnica, servindo este trabalho para dar início a este processo.

A temperatura de *liquidus* e a sua influência sobre a resistência à tracção foi o parâmetro escolhido para ser controlado pela análise térmica. A interdependência destes dois parâmetros foi determinada, demonstrando que a resistência mecânica aumenta para temperaturas de *liquidus* mais elevadas. Para a liga EN-GJL-200, esta dependência mostra que a temperatura de líquidos deve ser controlada com cuidado de forma a cumprir os requisitos exigidos à peça em produção. O gráfico da figura 35 mostra esta correlação com um $R^2=0,8493$. O aumento da temperatura de *liquidus* indica uma diminuição do CE (carbono equivalente), que resulta no aumento do crescimento dendrítico da fase austenítica e numa distribuição mais fina das partículas de grafite.

Contudo a primeira correlação obtida, na figura 25, juntamente com a figura 28 e 29 demonstram que a relação entre a temperatura de *liquidus* e a resistência a tracção pode ser perturbada por elementos externos como o Cu. A variação do Cu vai interferir na escolha de gamas de temperatura de líquidos a definir para a produção. Para tornar o processo mais fácil de ser controlado por análise térmica, os teores de Cu devem ser mantidos constantes durante a produção. A figura 37 mostra que o aumento do teor de cobre deverá ser acompanhado com a diminuição da temperatura de *liquidus* (aumento do CE) para que a resistência à tracção seja mantida constante. Esta relação é importante na medida em que por vezes, na produção de ferro fundido de grafite lamelar, as temperaturas de *liquidus* são altas para garantir uma elevada resistência à tracção, o que pode levar ao aparecimento de problemas de porosidade. A diminuição da temperatura de *liquidus* (à custa do aumento do teor em carbono) poderá eliminar a porosidade mas irá diminuir o Rm. Esta contrariedade pode ser compensada com o aumento do teor em Cobre, seguindo as indicações da figura 37.

Para a liga EN-GJL-250 os pontos experimentais obtidos em tempo útil mostraram-se insuficientes para se poder aferir qualquer conclusão sobre a mesma.

A avaliação microestrutural da distribuição da grafite lamelar, e sua correlação com as variações da resistência à tracção foi realizada, embora sem sucesso. Os resultados obtidos para a fracção de grafite de distribuição tipo D e E, não apresentam uma forte correlação com o Rm. Este facto permite tirar duas elações, sendo a primeira uma eventual imprecisão na quantificação destas distribuições devido à complexa identificação das mesmas na estrutura. Outra explicação pode ser o facto de existirem outras

características ligadas à morfologia da estrutura e distribuição da grafite lamelar, como o número de células eutéticas, que não foram contempladas na análise e tenham influência directa na R_m .

Em resumo, a análise térmica apresenta vantagem na melhoria do controlo da produção por via da implementação de regras simples baseadas nas curvas de arrefecimento, que permitem um controlo dinâmico do processo. A obtenção dos resultados é rápida permitindo a aplicação de medidas correctivas em tempo útil de produção. Contudo a análise térmica não deve ser usada em exclusivo, mas sim em complemento às outras técnicas de controlo como o espectrómetro e medição das temperaturas de processamento do metal.

7. Sugestões para trabalhos futuros

O trabalho de aplicação das técnicas de análise térmica a um processo de produção é longo devido às potencialidades da técnica e às várias ligas à que pode ser aplicada.

Após a realização deste trabalho, surgem algumas questões ou temas sobre os quais se deveriam trabalhar.

Relativamente à relação entre a estrutura da grafite e a resistência mecânica, deveria ser feito um estudo sobre a influência da temperatura de *liquidus* sobre o número de células eutéticas para níveis de inoculação constantes. Este parâmetro pode estar relacionado com o aumento ou diminuição da resistência à tracção para diferentes temperaturas de *liquidus*.

Seria também interessante avaliar o efeito do sobrearrefecimento sobre a formação de grafite lamelar com distribuição tipo D e a sua previsão recorrendo às curvas de análise térmica. O sobrearrefecimento é facilmente medido pelas curvas de análise térmica e este parâmetro poderia ser utilizado para ajustar a adição de inoculante no momento do tratamento.

Tendo em consideração a vasta gama de ligas produzidas na DuritCast, a análise térmica deverá também ser empregue à produção de ferro fundido de grafite nodular, na medida em que permite, para além do controlo da temperatura de *liquidus*, o controlo do tratamento de inoculação e nodularização. Poderá ser realizado um estudo de correlação entre os pontos das curvas de análise térmica e as quantidades de inoculante e nodularizante a adicionar para tratar o metal em processamento.

8. Bibliografia

- [1] - Davis J.R., (1998), “Cast Irons”, ASM Specialty Handbook, 3 - 53 e 133 - 140.
- [2] - ASM Handbook, (1990), “Properties and Selection: Irons Steels and High Performance Alloys”, Vol. 1, 13 - 60.
- [3] - ASM Handbook , (1998), “Casting”, Vol. 15, ASM International, 214 - 415 e 1365 - 1404.
- [4] - Silva Ribeiro C. A., “Apontamentos de Fundição”, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Porto, 2006.
- [5] - Costa J. D., (1972), “Ferros fundidos - composição química, estruturas e propriedades”, Instituto Nacional de Investigação Industrial, Metalurgia, 3-41.
- [6] - Barrals J., Maeder G., (1997), “Prontuário de metalurgia”, 60-67.
- [7] - Seabra A. V., (1981), “Metalurgia Geral”, Laboratório Nacional de Engenharia Civil, Vol. II, 199 - 233, 363 - 392 e 418 - 422.
- [8] - Santos H., “Sebenta de Materiais Metálicos”, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Porto, 2007, aula nº15, 1-10, aula nº16, 1-2.
- [9] - Atlas Foundry Company. Mechanical properties of gray iron - Base Chemical Composition. [acedido pela ultima vez a 20 de Julho de 2009] URL: <http://www.atlasfdry.com/grayiron-chemical.htm>.
- [10] - Atlas Foundry Company. Understanding Cast Irons. [acedido pela ultima vez a 20 de Julho de 2009] URL: <http://www.atlasfdry.com/cast-irons.htm>.
- [11] - D'Oliveira A. S., Ferro Fundido , [acedido pela ultima vez a 20 de Julho de 2009] URL: http://demec.ufpr.br/pesquisas/superficie/material%20didatico/Ferros_fundidos.pdf.
- [12] - Silva Ribeiro C. A., (1985), “Aplicabilidade de análise térmica a banhos de ferro fundido”, Fundição - Revista da Associação Portuguesa de Fundição, Vol. 166.
- [13] H - Brown J. R., (2000), “Foseco Ferrous Foundryman’s Handbook”, 62 - 84.
- [14] - EN ISO 945:1994, Cast iron. Designation of microstructure of graphite.
- [15] - Stuewe L., (2008), “Avaliação da influência do cromo e molibdénio na solidificação e formação de rechupes em ferros fundidos cinzentos”, Tese de mestrado: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.
- [16] - EN 1561:1997, Founding. Grey cast irons.
- [17] - Atlas Foundry Company. Mechanical properties of gray iron. [acedido pela ultima vez a 20 de Julho de 2009] URL: <http://www.atlasfdry.com/grayiron-properties.htm>.
- [18] - Atlas Foundry Company. Understanding Cast Irons - Gray Iron. [acedido pela ultima vez a 20 de Julho de 2009] URL: <http://www.atlasfdry.com/gray-iron.htm>.

- [19] - Atlas Foundry Company. Mechanical properties of gray iron - Composition. [acedido pela ultima vez a 20 de Julho de 2009] URL: <http://www.atlasfdry.com/grayiron-composition.htm>.
- [20] - Ribeiro Carlos A. S., “Introdução às variáveis de elaboração de ferros fundidos nodulares e lamelares não ligados”, Prova de aptidão pedagógica e capacidade científica, Porto, 1984, 98-181.
- [21] - Elkem, “Inoculation of Cast Iron”, Technical Information 2, 1997, 1-2
- [22] - Olsen S. O., Skaland T., Hartung C., “Inoculation of grey and ductile iron a comparison of nucleation and some practical advises”, Elkem ASA, Foundry Products Division, Noruega, 2004, 1-5.
- [23] - Elkem, “The “Selection of Inoculants for Ductile Cast Iron”, Technical Information 16, 2004, 1.
- [24] - Elkem, “Inoculation Practices”, Technical Information 4, 1997, 1-2.
- [25] - 8º Congresso Nacional de Fundição, (1988), “Comunicações técnicas”, Associação Portuguesa de Fundição, Estoril, 4-19.
- [26] - Emadi D., Whiting L. V., Nafisi S., (2005), “Applications of thermal analysis in quality control of solidification processes”, Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, Vol. 81, 235 - 242.
- [27] - Oliveira M. J., Malheiros L. F., Silva Ribeiro C.A., (1999), “Evaluation of the heat of solidification of cast irons from continuous cooling curves”, Journal of Materials Processing Technology 92 - 93, 25 - 30.
- [28] - NovaCast AB, (1999), “ Metallurgical Process Control using ATAS - Part 1”, 1-9.
- [29] - Sillen R, (1999), “Seguimiento y optimizacion de los procesos de fusion y tratamiento del hierro por medio del analisis termico”, Novacast AB, 1 - 13.
- [30] - Li Y., Wang Q., (2005), “Intelligent evaluation of melt iron quality by pattern recognition of thermal analysis cooling curves”, Journal of Materials Processing Technology 161, 430 - 434.
- [31] - Santos C. A., Aula 6 - Análise Térmica dos Metais, NUCLEMAT, [acedido pela ultima vez a 20 de Julho de 2009] URL: http://www.em.pucrs.br/nuclemat/arquivos/mm_Aula_06_Analise_Termica_Prof_Carlos.pdf.
- [32] - Sparkman D., (1998), “Thermal analysis of ductile iron”, Metal Asia.
- [33] - Nili-Ahmadabadi, A. SheikhAbdolhossein and M., (2005) Fading investigation in ductile cast iron aided by cooling curves. International Journal of CastMetals Research. 5, , Vol. 18.

- [34] - Anjos V., (2008), "Análise térmica aplicada à produção de FFC", Tese de Mestrado: Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto.
- [35] - Silva Ribeiro C. A., (1985), "Aplicabilidade de análise térmica a banhos de ferro fundido", Fundição - Revista da Associação Portuguesa de Fundição, Vol. 167.
- [36] - Rundman K. B., "Metal Casting", Dept. of Materials Science and Engineering Michigan Tech. University, 45 - 48 e 83 - 95.
- [37] - Heraeus Electro-Nite. (1995). , [acedido pela ultima vez a 20 de Julho de 2009] URL: <http://www.electro-nite.com.br/Downloads/Quik%20Cup.pdf>.
- [38] - van der Peere, W. "Thermal analysis in cast irons - Principles and Applications". [acedido pela ultima vez a 20 de Julho de 2009] URL: [<http://www.electro-nite.com.br>.
- [39] - Italterm. Italterm Cápsulas. [acedido pela ultima vez a 20 de Julho de 2009] URL: <http://www.italterm.com/br/produtos/capsulas.php>.
- [40] [3] - Anjos V., (2009), "Planeamento dos testes de análise térmica a realizar na DuritCast planeados para 2009", OCC, 1 - 6.