

INOCULAÇÃO DE BANHOS DE FERRO FUNDIDO NODULAR NA FUNFRAP – GRUPO TEKSID¹

(¹ Dissertação para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Materiais)

Autor da dissertação

Rui Pedro Oliveira Teixeira

Orientador

Professor Doutor Carlos Silva Ribeiro

Orientador da Empresa

Engenheiro Martinho Fernandes

Porto, Outubro de 2012

Discente	Rui Pedro Oliveira Teixeira	Código 050508010	
Título	Inoculação de banhos em ferro fundido nodular na Funfrap – Grupo Teksid		
Data	26-10-2012		
Local	Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto – Sala F103		
Júri	Presidente	Professor Doutor Manuel Vieira	DEMM/FEUP
	Arguente	Professor Doutor Hélder Puga	DEM/UM
	Orientador	Professor Doutor Carlos Silva Ribeiro	DEMM/FEUP

*"Aquilo que guia e arrasta o mundo não
são as máquinas, mas as ideias."*

Victor Hugo

Página | iii

Agradecimentos

À empresa *Funfrap* que permitiu o meu envolvimento num ambiente industrial, em especial ao Dr. Idálio Fernandes que tornou possível a realização desta tese na empresa e ao Eng.º Martinho Fernandes pela orientação e acompanhamento.

Aos elementos do departamento técnico da *Funfrap* que foram incansáveis no auxílio prestado, Srs. Pedro Rocha, Eduardo Mortágua, Virgílio Ratola, Luís Saraiva, João Castro, Paulo Silva, Hugo Neves. Aos elementos do laboratório Srs. Rui Mendes e José Matos pelo excelente profissionalismo e ajuda prestada na análise das amostras. Aos elementos do laboratório II Srs. Almeida, Marinho, Fernando e Pereira, que com boa disposição e experiência me ajudaram nos trabalhos de polimento e preparação de amostras. Ao diretor dos recursos humanos Dr. Jorge Aniceto e em especial à Dona Ana Bastos por toda a ajuda e simpatia.

A nível académico não posso deixar de referir o meu orientador, Professor Doutor Silva Ribeiro, que me aconselhou da melhor forma nos momentos mais delicados e que tornou possível a minha estadia numa empresa de fundição como a *Funfrap*.

Aos Amigos que partilharam comigo esta bonita experiência no mundo universitário e que à sua maneira ajudaram no meu percurso académico.

Por último, mas não menos importante, agradeço profundamente aos meus Pais, pelo amor, dedicação, paciência e sobretudo pelos sacrifícios; à minha Irmã, Cunhado e Sobrinho, à minha Avó e à minha Namorada por todo o incentivo e amor demonstrados.

A todos, o meu sincero e sentido respeito.

Resumo

O presente trabalho nasce da solicitação para o estudo das potenciais causas do aparecimento bastante esporádico de carbonetos numa peça em ferro fundido nodular produzida pela empresa Funfrap.

Através de um estágio de 6 meses na empresa foi possível conhecer todas as variáveis do processo produtivo da Árvore de equilibragem 213. Durante o estágio e em parceria com o departamento técnico foram gizados dois ensaios que tiveram como principal objetivo perceber a influência inoculação tardia na formação de carbonetos. Foram manipuladas diversas variantes que influenciam a taxa de inoculação tardia de diversas moldações com o objetivo de conhecer a influência destas variantes nas propriedades e microestrutura da Árvore de equilibragem 213. Tendo em conta que durante o estágio não ocorreram episódios de precipitação de carbonetos na peça em estudo, foram analisadas duas amostras que foram guardadas pelo laboratório da empresa, amostras que apresentavam carbonetos na sua microestrutura, para posterior estudo e comparação.

O primeiro ensaio realizado permitiu alterar o processamento de série em três moldações. Na primeira moldação trocou-se a adição de pós inoculante pelo sistema MSI por um bloco de inoculante de 150 gramas, na segunda moldação não se introduziu qualquer tipo de pós inoculante e na terceira moldação foram alterados os parâmetros de débito do sistema MSI para o máximo que o aparelho de controlo conseguisse adicionar. O segundo ensaio permitiu a alteração do processamento de série em quatro moldações. Através da manipulação dos tempos de vazamento foram analisados modelos com diferentes taxas de inoculação a diferentes temperaturas de vazamento.

A observação das amostras fornecidos pelo laboratório da empresa e de algumas amostras do primeiro ensaio no microscópio eletrónico de varrimento permitiu descartar uma das causas prováveis do aparecimento de carbonetos na Árvore de equilibragem 213.

O restante documento está dividido 4 em partes. Na revisão bibliográfica são abordados todos os temas que permitem o enquadramento a esta dissertação. No procedimento experimental enumeram-se todos os passos realizados para a elaboração deste trabalho. Na apresentação de resultados são expostos todos os resultados extraídos dos ensaios realizados. A discussão dos resultados aborda todas as questões relevantes que justifiquem os resultados obtidos. Na conclusão deste trabalho foram escritas todas as ideias resultantes deste trabalho realizado.

Palavras – Chave

Ferro fundido nodular; carbonetos; inoculação; processamento;

Índice

Agradecimentos	i
Resumo	ii
Palavras – Chave	iii
Lista de abreviaturas	x
1 Introdução	1
1.1 Apresentação da empresa	1
2 Revisão Bibliográfica	2
2.1 Ferro Fundido Nodular	2
2.2 Influência da grafite nas propriedades mecânicas do ferro nodular	3
2.3 Influência da matriz nas propriedades mecânicas do ferro nodular	5
2.4 Metalurgia do Ferro Fundido Nodular	6
3 Variáveis mais relevantes do processo que influenciam a produção de ferro fundido nodular	9
3.1 Composição química	9
3.2 Nodularização	10
3.2.1 Técnica de nodularização “ <i>Tundish Cover</i> ”	11
3.2.2 Desvanecimento do Magnésio	12
3.3 Inoculação	13
3.3.1 Técnicas de inoculação	13
3.3.2 Desvanecimento do inoculante	14
4 Formação de carbonetos	15
5 Procedimento Experimental	18
5.1 Material	22
5.2 Caracterização química	26
5.3 Caracterização Microestrutural	26
5.4 Caracterização mecânica – Dureza	27
5.5 Análise através da Microscopia Eletrônica de Varrimento	27

6	Apresentação de Resultados	28
6.1	Caracterização química	28
6.2	Caracterização Microestrutural	29
6.3	Caracterização mecânica – Dureza	37
6.4	Microscopia Eletrônica de Varrimento	38
7	Discussão dos resultados	41
7.1	Caracterização química	41
7.2	Caracterização Microestrutural	42
7.3	Caracterização mecânica - Dureza	46
7.4	Análise através da Microscopia Eletrônica de Varrimento	47
	Conclusões	48
	Referências Bibliográficas	49

FIGURA 1 – FLUXOGRAMA DO PROCESSO PRODUTIVO DA ÁRVORE DE EQUILIBRAGEM 213 [2].	2
FIGURA 2 – CLASSIFICAÇÃO DOS TIPOS DE GRAFITE SEGUNDO A NORMA <i>ASTM A247 – 67</i> [4].	3
FIGURA 3 – EFEITO DA NODULARIDADE NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS [5].	4
FIGURA 4 – INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO DA MATRIZ NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO FERRO FUNDIDO NODULAR [2].	5
FIGURA 5 – DIAGRAMA BINÁRIO FERRO – CARBONO [7].	6
FIGURA 6 – INFLUÊNCIA DO TEOR DE CARBONO E SILÍCIO NA QUALIDADE DO FERRO FUNDIDO NODULAR [10].	7
FIGURA 7 – EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA NAS TEMPERATURAS DO EUTÉTICO [11].	7
FIGURA 8 – CURVA DE SOLIDIFICAÇÃO TÍPICA DE UM FERRO FUNDIDO NODULAR [10].	8
FIGURA 9 – ESQUEMA DA FLUTUAÇÃO DAS MICROPARTÍCULAS[16].	11
FIGURA 10 – TÉCNICA DE NODULARIZAÇÃO USANDO UMA COLHER <i>TUNDISH COVER</i> [17].	12
FIGURA 11 – ESQUEMA DO DESVANECIMENTO DO MAGNÉSIO NO TEMPO DE TRATAMENTO [16].	12
FIGURA 12 – PÓS-INOCULAÇÃO (SISTEMA MSI) NO FLUXO DE METAL À MEDIDA QUE ESTE ENTRA NA MOLDAÇÃO [17].	14
FIGURA 13 – CURVA DEMONSTRATIVA DO SOBREARREFECIMENTO COM FORMAÇÃO DE CARBONETOS [24].	15
FIGURA 14 – PRESENÇA DE CARBONETOS PRIMÁRIOS – CONSTITUINTES ANGULARES A BRANCO – NUMA MATRIZ ESSENCIALMENTE PERLÍTICA. (400X; ATAQUE COM NITAL)[22].	15
FIGURA 15 – EFEITO DA SEGREGAÇÃO DE ELEMENTOS CARBURÍGENOS NA PARTE FINAL DE SOLIDIFICAÇÃO [24].	16
FIGURA 16 – PRESENÇA DE <i>INVERSE CHILL</i> NUMA MICROESTRUTURA PERLÍTICA. OS CARBONETOS PRIMÁRIOS EM FORMA DE AGULHA REPRESENTAM O FENÓMENO DE <i>INVERSE CHILL</i> . (200X; ATAQUE COM NITAL) [22].	16
FIGURA 17 – INFLUÊNCIA DA PRESENÇA DE CARBONETOS NA TENSÃO DE RUTURA DO FERRO FUNDIDO NODULAR[2].	17
FIGURA 18 – SISTEMA DE VAZAMENTO E LINHA DE MOLDAÇÃO. A VERDE ESTÁ O CONJUNTO COLHER E TUBO DE INJEÇÃO DE INOCULANTE E A VERMELHO A ZONA DE RECEÇÃO DE METAL DA MOLDAÇÃO.	18
FIGURA 19 – MODELO 3D DO CACHO E DA AE – 213 – MODELO 13 ASSINALADO A VERMELHO.	23
FIGURA 20 – SIMULAÇÃO DE ENCHIMENTO DA AE – 213. DO LADO ESQUERDO TAXA DE ENCHIMENTO DE 25% E DO LADO DIREITO TAXA DE ENCHIMENTO DE 50%.	25
FIGURA 21 – SIMULAÇÃO DE ENCHIMENTO DA AE – 213. DO LADO ESQUERDO TAXA DE ENCHIMENTO DE 75% E DO LADO DIREITO TAXA DE ENCHIMENTO DE 100%.	25
FIGURA 22 – SIMULAÇÃO DE SOLIDIFICAÇÃO DA AE – 213. DO LADO ESQUERDO TAXA DE SOLIDIFICAÇÃO DE 50% E DO LADO DIREITO TAXA DE SOLIDIFICAÇÃO DE 90%.	26
FIGURA 23 – MODELO 3D DA AE – 213 EVIDENCIANDO AS ZONAS DE CORTE PARA OBSERVAÇÃO MICROSCÓPICA.	26
FIGURA 24 – MICROESTRUTURAS DAS DIFERENTES ZONAS DA AMOSTRA A. A) MICROESTRUTURA DOS NÓDULOS DE GRAFITE; B) MICROESTRUTURA ATACADA COM NITAL 2%; C) MICROESTRUTURA DOS NÓDULOS DE GRAFITE; D) MICROESTRUTURA ATACADA COM NITAL 2%; E) MICROESTRUTURA DOS NÓDULOS DE GRAFITE; F); MICROESTRUTURA ATACADA COM NITAL 2%.	29
FIGURA 25 – MICROESTRUTURAS DAS DIFERENTES ZONAS DA AMOSTRA B. A) MICROESTRUTURA DOS NÓDULOS DE GRAFITE; B) MICROESTRUTURA ATACADA COM NITAL 2%; C) MICROESTRUTURA DOS NÓDULOS DE GRAFITE; D) MICROESTRUTURA ATACADA COM NITAL 2%; E) MICROESTRUTURA DOS NÓDULOS DE GRAFITE; F); MICROESTRUTURA ATACADA COM NITAL 2%.	30

FIGURA 26 – MICROESTRUTURAS DAS DIFERENTES ZONAS DA AMOSTRA C. A) MICROESTRUTURA DOS NÓDULOS DE GRAFITE; B) MICROESTRUTURA ATACADA COM NITAL 2%; C) MICROESTRUTURA DOS NÓDULOS DE GRAFITE; D) MICROESTRUTURA ATACADA COM NITAL 2%; E) MICROESTRUTURA DOS NÓDULOS DE GRAFITE; F); MICROESTRUTURA ATACADA COM NITAL 2%.	30
FIGURA 27 – MICROESTRUTURAS DAS DIFERENTES ZONAS DA AMOSTRA D. A) MICROESTRUTURA DOS NÓDULOS DE GRAFITE; B) MICROESTRUTURA ATACADA COM NITAL 2%; C) MICROESTRUTURA DOS NÓDULOS DE GRAFITE; D) MICROESTRUTURA ATACADA COM NITAL 2%; E) MICROESTRUTURA DOS NÓDULOS DE GRAFITE; F); MICROESTRUTURA ATACADA COM NITAL 2%.	31
FIGURA 28 – MICROESTRUTURAS DAS DIFERENTES ZONAS DA AMOSTRA E. A) MICROESTRUTURA DOS NÓDULOS DE GRAFITE; B) MICROESTRUTURA ATACADA COM NITAL 2%; C) MICROESTRUTURA DOS NÓDULOS DE GRAFITE; D) MICROESTRUTURA ATACADA COM NITAL 2%; E) MICROESTRUTURA DOS NÓDULOS DE GRAFITE; F); MICROESTRUTURA ATACADA COM NITAL 2%.	31
FIGURA 29 – MICROESTRUTURAS DAS DIFERENTES ZONAS DA AMOSTRA F. A) MICROESTRUTURA DOS NÓDULOS DE GRAFITE; B) MICROESTRUTURA ATACADA COM NITAL 2%; C) MICROESTRUTURA DOS NÓDULOS DE GRAFITE; D) MICROESTRUTURA ATACADA COM NITAL 2%; E) MICROESTRUTURA DOS NÓDULOS DE GRAFITE; F); MICROESTRUTURA ATACADA COM NITAL 2%.	32
FIGURA 30 – MICROESTRUTURAS DAS DIFERENTES ZONAS DA AMOSTRA G. A) MICROESTRUTURA DOS NÓDULOS DE GRAFITE; B) MICROESTRUTURA ATACADA COM NITAL 2%; C) MICROESTRUTURA DOS NÓDULOS DE GRAFITE; D) MICROESTRUTURA ATACADA COM NITAL 2%; E) MICROESTRUTURA DOS NÓDULOS DE GRAFITE; F); MICROESTRUTURA ATACADA COM NITAL 2%.	32
FIGURA 31 – MICROESTRUTURAS DAS DIFERENTES ZONAS DA AMOSTRA H. A) MICROESTRUTURA DOS NÓDULOS DE GRAFITE; B) MICROESTRUTURA ATACADA COM NITAL 2%; C) MICROESTRUTURA DOS NÓDULOS DE GRAFITE; D) MICROESTRUTURA ATACADA COM NITAL 2%; E) MICROESTRUTURA DOS NÓDULOS DE GRAFITE; F) MICROESTRUTURA ATACADA COM NITAL 2%.	33
FIGURA 32 – MICROESTRUTURAS DAS DIFERENTES ZONAS DA AMOSTRA I. A) MICROESTRUTURA DOS NÓDULOS DE GRAFITE; B) MICROESTRUTURA ATACADA COM NITAL 2%; C) MICROESTRUTURA DOS NÓDULOS DE GRAFITE; D) MICROESTRUTURA ATACADA COM NITAL 2%; E) MICROESTRUTURA DOS NÓDULOS DE GRAFITE; F) MICROESTRUTURA ATACADA COM NITAL 2%.	33
FIGURA 33 – MICROESTRUTURAS DAS DIFERENTES ZONAS DA AMOSTRA J. A) MICROESTRUTURA DOS NÓDULOS DE GRAFITE; B) MICROESTRUTURA ATACADA COM NITAL 2%; C) MICROESTRUTURA DOS NÓDULOS DE GRAFITE; D) MICROESTRUTURA ATACADA COM NITAL 2%; E) MICROESTRUTURA DOS NÓDULOS DE GRAFITE; F) MICROESTRUTURA ATACADA COM NITAL 2%.	34
FIGURA 34 – DISTRIBUIÇÃO DA DENSIDADE DE NÓDULOS DAS AMOSTRAS A E B NAS DIFERENTES ZONAS DE CORTE.	34
FIGURA 35 – NODULARIDADE DA AMOSTRA A.	35
FIGURA 36 – NODULARIDADE DA AMOSTRA B.	35
FIGURA 37 – DISTRIBUIÇÃO DA DENSIDADE DE NÓDULOS DE GRAFITE DAS AMOSTRA C, D, E, F, NAS DIFERENTES ZONAS DE CORTE..	35
FIGURA 38 – NODULARIDADE DA AMOSTRA C.	36
FIGURA 39 – NODULARIDADE DA AMOSTRA D.	36

FIGURA 40 – NODULARIDADE DA AMOSTRA E.	36
FIGURA 41 – NODULARIDADE DA AMOSTRA F.	36
FIGURA 42 – DISTRIBUIÇÃO DA DENSIDADE DE NÓDULOS DE GRAFITE NAS AMOSTRAS G, H, I, J, NAS DIFERENTES ZONAS DE CORTE.	36
FIGURA 43 – NODULARIDADE DA AMOSTRA G.....	37
FIGURA 44 – NODULARIDADE DA AMOSTRA H.....	37
FIGURA 45 – NODULARIDADE DA AMOSTRA I.	37
FIGURA 46 – NODULARIDADE DA AMOSTRA J.....	37
FIGURA 47 – DISTRIBUIÇÃO DOS VALORES DE DUREZA NAS AMOSTRAS A E B.....	37
FIGURA 48 – DISTRIBUIÇÃO DOS VALORES DE DUREZA NAS AMOSTRAS C, D, E, F.....	38
FIGURA 49 – DISTRIBUIÇÃO DOS VALORES DE DUREZA NAS AMOSTRAS G, H, I, J.....	38
FIGURA 50 – MICROESTRUTURA DA AMOSTRA A.	39
FIGURA 51 – MICROESTRUTURA DA AMOSTRA B.....	39
FIGURA 52 – MICROESTRUTURA DA AMOSTRA D.	39
FIGURA 53 – MICROESTRUTURA DA AMOSTRA E.....	39
FIGURA 54 – ANÁLISE DO CARBONETO DA AMOSTRA A.	39
FIGURA 55 – ANÁLISE DO CARBONETO DA AMOSTRA B.....	40
FIGURA 56 – ANÁLISE DO CARBONETO DA AMOSTRA D (<i>TENBLOC</i>).....	40
FIGURA 57 – ANÁLISE DO CARBONETO DA AMOSTRA E (SEM INOCULAÇÃO TARDIA).	40

TABELA I – COMPOSIÇÃO QUÍMICA FINAL NOS ELEMENTOS FUNDAMENTAIS DO FERRO FUNDIDO NODULAR NÃO LIGADO [8].	10
TABELA II – DADOS CONHECIDOS DO PROCESSAMENTO DAS AMOSTRAS A E B CONTENDO CARBONETOS NA ZONA DO PINHÃO.	19
TABELA III - SÍNTESE DO PRIMEIRO ENSAIO REALIZADO.	20
TABELA IV – TAXAS DE PÓS INOCULAÇÃO DAS MOLDAÇÕES ANALISADAS.	20
TABELA V - SÍNTESE DO SEGUNDO ENSAIO REALIZADO.	21
TABELA VI – TAXAS DE PÓS INOCULAÇÃO DAS MOLDAÇÕES ANALISADAS.	21
TABELA VII – DESIGNAÇÃO SIMPLIFICADA DAS AMOSTRAS.	22
TABELA VIII – COMPOSIÇÃO QUÍMICA FINAL DA ÁRVORE DE EQUILIBRAGEM 213.	23
TABELA IX – TAXA DE ADIÇÃO DE PRÉ E PÓS INOCULANTE UTILIZADO NO PROCESSO DE FABRICO DA AE – 213.	24
TABELA X – COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO BLOCO INOCULANTE UTILIZADO NO PRIMEIRO ENSAIO DA SEGUNDA ETAPA.	24
TABELA XI – COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO NODULARIZANTE E PÓS INOCULANTE.	24
TABELA XII – MÉDIA DOS RESULTADOS DAS ANÁLISES QUÍMICAS DAS AMOSTRAS ESTUDADAS.	28

Lista de abreviaturas

ISO – International Organization for Standardization

NP – Norma Portuguesa

OHSAS – Occupational Health and Safety Management Systems

ASTM – American Society for Testing and Materials

% – Percentagem

°C – Celsius

L – Líquido

γ – Austenite

TEE – Temperatura eutética estável

TEM – Temperatura eutética metastável

AE – 213 – Árvore de equilibragem 213

C – Carbono

Si – Silício

Mg – Magnésio

Mn – Manganês

Ba – Bário

Al – Alumínio

Ca – Cálcio

Fe – Ferro

Nº – Número

T.R. – Terras raras

Zr – Zircónio

S – Enxofre

C.E. – Carbono equivalente

1 Introdução

O presente trabalho enquadra-se no âmbito da tese de mestrado do curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais e foi realizado em parceria com a empresa de fundição *Funfrap S.A.* (Grupo *Teksid*) em Aveiro.

A precipitação esporádica de carbonetos numa das peças em ferro fundido nodular produzidas pela empresa *Funfrap*, conduziu ao estudo e à indicição das potenciais causas de aparecimento do referido defeito.

No presente trabalho serão abordadas temas de carácter geral do ferro fundido nodular com o objetivo de conhecer a influência do processamento nas características da peça em estudo com enfoque na análise do efeito da técnica e prática da inoculação dos banhos. Posteriormente serão apresentados resultados de ensaios realizados onde ocorreram variações de processamento na etapa de inoculação.

1.1 Apresentação da empresa

A *Funfrap* – Fundição Portuguesa S.A. é uma empresa de fundição pertencente ao grupo *Teksid* onde são desenvolvidos e produzidos componentes de diversas classes de ferro fundido para a indústria automóvel. Além das árvores de equilibragem, produzem-se entre outros, cárteres cilindro, cárteres chapéu, caixas diferenciais, cambotas, coletores, cárteres turbina. A empresa é certificada segundo as normas ISO/TS 16949, NP EN ISO 14001: 2004, OHSAS 18001:2007 e ISO 50001:2011. A carteira de clientes é vasta e produz para marcas como FIAT, IVECO, GM, Renault, PSA, OMR, Chrysler, Honeywell [1].

A instalação fabril tem a capacidade de produzir cerca de 45,000 toneladas ano e possui os seguintes equipamentos:

- 4 Fornos elétricos com capacidade de 7,300 kg cada;
- Instalações elétricas de 4,500 kVA;
- 1 Máquina de moldar Osborn 1000 x 900 x (300 + 300) mm
- 1 Máquina de vazamento automático – Mezger;
- 10 Máquinas de machos;
- 16 Robots;
- 2 Espectrómetros automáticos
- Raio-X

- Simulação Magmasoft®
- Modelação Unigraphics

Para uma percepção eficaz do processamento das peças em ferro fundido nodular produzidas na empresa, encontra-se representado na Figura 1 o fluxograma do processo produtivo evidenciando as zonas mais importantes de processamento.

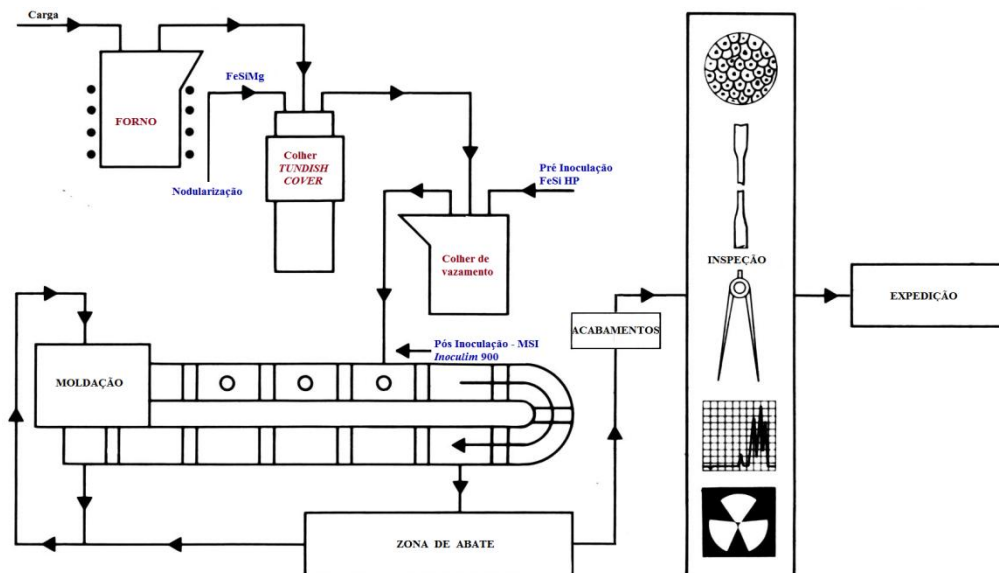


Figura 1 – Fluxograma do processo produtivo da Árvore de Equilibragem 213 [2].

2 Revisão Bibliográfica

2.1 Ferro Fundido Nodular

O ferro fundido nodular é parte integrante da família dos ferros fundidos, material de grande importância nas indústrias metalúrgica e metalomecânica já que representa uma grande fatia da produção mundial de fundidos. Uma das características deste material é a forma tendencialmente esférica da sua grafite, sendo comumente descrito como ferro fundido de grafite esferoidal. Esta forma é assegurada durante o processamento do fundido pela adição de magnésio. A combinação generalizada das propriedades do ferro nodular confere-lhe uma qualidade superior comparativamente a outros materiais conhecidos como o ferro fundido cinzento, ferro maleável, ferro branco. As peças em ferro nodular têm uma ampla área de utilização, devido às suas propriedades mecânicas: resistência mecânica combinada com boa maquinabilidade e baixo custo de produção. O mercado das aplicações em ferro nodular é liderado pela indústria automóvel devido às vantagens económicas e à fiabilidade do material. Componentes automóveis como cambotas, tambores de travões,

caixas de diferencial, árvores de equilibragem, rodas dentadas, válvulas, hastes de ligação de motor, suporte de eixos de rodas, partes de sistema de suspensão, coletores de escape e eixo de comando de válvulas fazem parte do vasto universo de materiais em ferro nodular [2].

Algumas características mecânicas poderão ser obtidas a partir de um banho com a mesma composição química base, ao qual se adicionam elementos residuais em pequenas percentagens, ou ainda por variação da velocidade de arrefecimento durante a solidificação e transformação no estado sólido. Em contrapartida, é possível obter, no mesmo fundido, com secções de formas e espessuras variadas, zonas que solidificam de acordo com o diagrama estável e outras de acordo com o diagrama metastável. De forma a garantir que a solidificação ocorre segundo o sistema eutético estável em oposição ao sistema metastável utilizam-se técnicas de inoculação [3].

2.2 Influência da grafite nas propriedades mecânicas do ferro nodular

Tal como foi abordado na introdução dos ferros nodulares, a forma esferoidal da grafite deve-se à adição de magnésio num tratamento conhecido por nodularização. A grafite característica do ferro nodular tem uma forma esférica e segundo a norma *ASTM A247 – 67* prevalecem os tipos I e II sendo que o aparecimento de grafite do tipo IV e VI também está associado a este tipo de material [4].

A Figura 2 apresenta a classificação dos tipos de grafite segundo a norma *ASTM A247-67*.

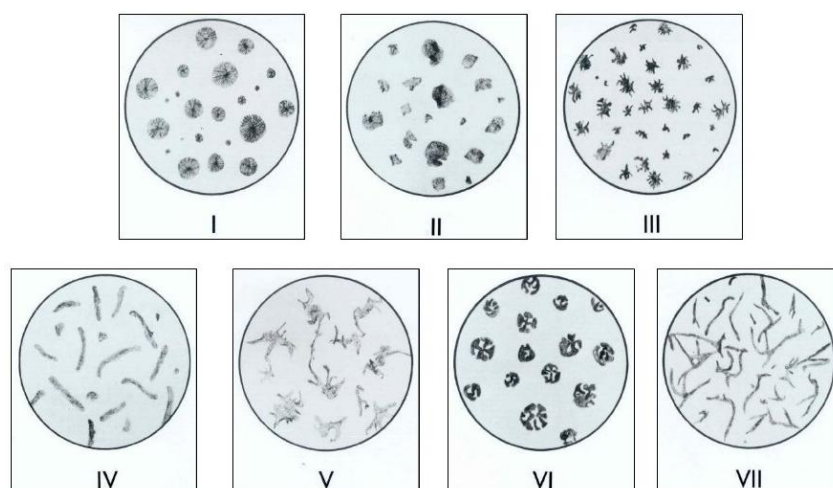


Figura 2 – Classificação dos tipos de grafite segundo a norma *ASTM A247 – 67* [4].

A forma e distribuição da grafite provocam alterações na resistência mecânica. A Figura 3 relaciona a nodularidade com a resistência mecânica de diferentes ferros fundidos nodulares com diferentes valores de nodularidade. A nodularidade é proporção volumétrica de nódulos de grafite perante a grafite total da microestrutura. Verifica-se que com a diminuição da nodularidade da grafite a tensão de rutura, tensão limite convencional de proporcionalidade a 0,2% e o alongamento diminuem [2, 5].

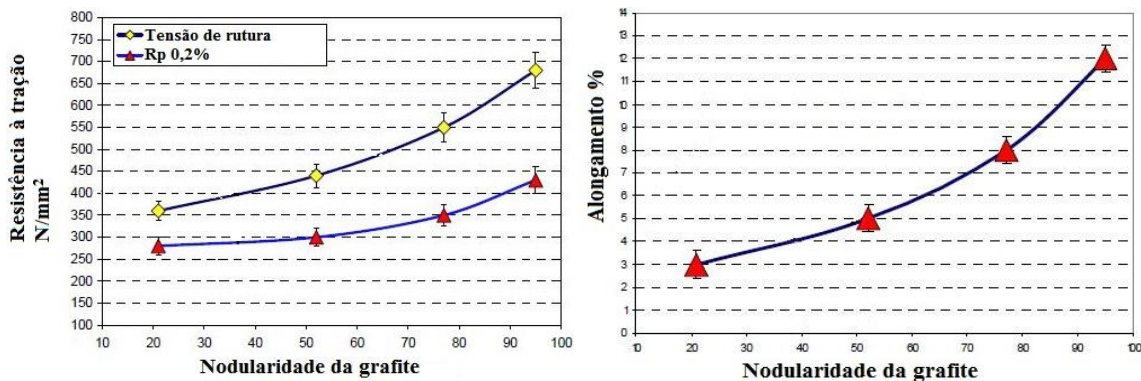


Figura 3 – Efeito da nodularidade nas propriedades mecânicas [5].

A morfologia da grafite desempenha um papel importante visto que quanto maior é o desvio da forma da grafite para a forma esférica ideal menor é a ductilidade e a resistência do material[5].

O número de nódulos ou densidade de nódulos, expresso em nódulos/mm², também influencia as propriedades mecânicas do ferro nodular. Apesar de não influenciar de forma tão direta como a nodularidade, a elevada densidade nodular indica geralmente uma boa qualidade metalúrgica. Contudo existe uma gama ótima de nódulos para cada secção do fundido. Um excessivo número de nódulos poderá resultar numa degradação das propriedades do fundido [2].

A densidade de nódulos exerce influência na quantidade de perlite existente em bruto de fundição. Ao aumentar o número de nódulos o teor de perlite diminui e por conseguinte existe um aumento do alongamento e uma diminuição da resistência do material. A homogeneidade da matriz também é influenciada pelo número de nódulos microestrutura. Um aumento do número de nódulos produz uma microestrutura mais fina e mais homogénea. O aperfeiçoamento da estrutura da matriz reduz a segregação dos elementos nocivos que contribuem para a precipitação de carbonetos intercelulares. Com o aumento da densidade de nódulos verifica-se também uma redução das frações de volume de carbonetos eutéticos –

chill e *Inverse chill*. Num fundido as zonas que possuem maior taxa de arrefecimento apresentam maior densidade de nódulos. O tamanho dos nódulos diminui com o aumento do número de nódulos provocando um aumento da tensão de rutura, fadiga e propriedades de fratura. Outro fator que influencia a contagem de nódulos é a temperatura de vazamento. Apesar da temperatura de vazamento elevada melhorar a nodularidade, verifica-se uma diminuição da densidade de nódulos. As práticas de inoculação estão relacionadas com o aumento do número de nódulos podendo tornar os nódulos mais redondos, sendo por isso associadas a melhorias da nodularidade [2, 5].

2.3 Influência da matriz nas propriedades mecânicas do ferro nodular

Dentro dos ferros fundidos nodulares destacam-se os ferros com matriz perlítica, matriz ferrítica e matriz mista. Os ferros fundidos nodulares de matriz perlítica apresentam quase todo o carbono da matriz na forma de carboneto de ferro, Fe_3C – cementite. A cementite está contida na matriz perlítica. Este tipo de matriz, comumente apelidado de “olho-de-boi”, é alcançado através da adição de elementos com efeito perlitizante como o cobre. Outra forma de obter esta matriz é através da elevada velocidade de arrefecimento na gama da transformação eutectoide. As matrizes ferríticas do ferro fundido nodular apresentam, praticamente, todo o carbono na forma de nódulos de grafite, e todo o ferro na forma de ferrite. Este tipo de material apresenta baixa dureza mas elevado alongamento e boa aptidão à maquinagem. No caso das matrizes mistas, obtém-se valores intermédios de dureza e resistência à tração [2, 6].

A Figura 4 relaciona a influência da matriz nas propriedades mecânicas do ferro nodular. A matriz totalmente ferrítica apresenta valores elevados de alongamento e a matriz tipicamente perlítica apresenta elevados valores de resistência à tração.

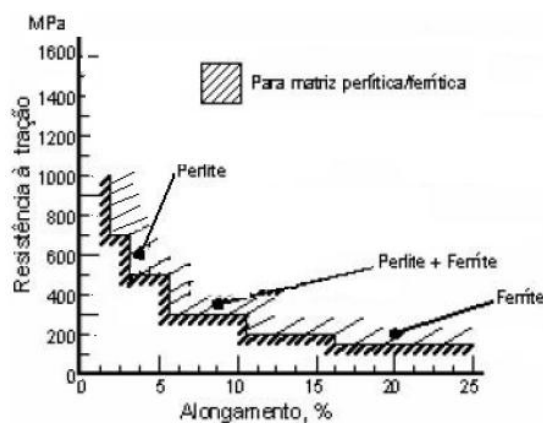


Figura 4 – Influência da composição da matriz nas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular [2].

2.4 Metalurgia do Ferro Fundido Nodular

Os ferros fundidos são ligas de ferro silício e carbono e o seu diagrama ternário pode deduzir-se do diagrama binário de ferro carbono. A diferença está na influência da variação do teor de carbono no ponto eutético e nas temperaturas de equilíbrio.

Na Figura 5 encontra-se o diagrama de equilíbrio do ferro – carbono e verifica-se que ocorre uma reação eutética durante a solidificação sendo que esta pode sobrevir segundo duas versões - a versão estável e a metastável (a tracejado). Na versão metastável a reação eutética dá-se a uma temperatura de equilíbrio de 1154°C e traduz-se pela seguinte equação $L (4,26\% C) = \gamma (2,08\% C) + C_{\text{grafite}} (100\% C)$. Segundo esta reação o ferro designar-se-á de ferro fundido cinzento devido à cor da superfície de fratura dada a presença de grafite. Na versão estável a reação eutética dá-se a 1148°C e traduz-se por $L (4,30\% C) = \gamma (2,11\% C) + Fe_3C (6,67\% C)$. O produto resultante desta reação dá pelo nome de ledeburite. Um ferro que solidifique segundo esta reação designa-se por ferro branco devido à cor branca da sua superfície de fratura [3, 7, 8]

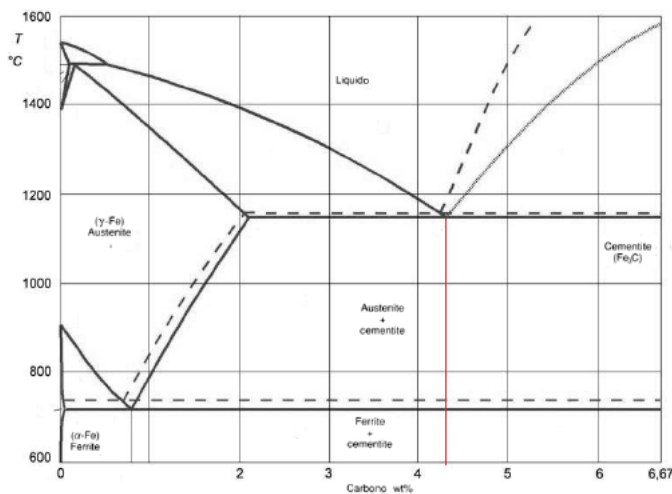


Figura 5 – Diagrama binário Ferro – Carbono [7].

Das reações acima descritas constata-se que o silício origina uma subida da temperatura e um abaixamento no teor de carbono a que ocorre a reação. Para acompanhar o efeito simultâneo de carbono e silício sobre a reação eutética utiliza-se uma grandeza denominada de carbono equivalente – CE [9].

O silício e o fósforo exercem um efeito positivo no carbono equivalente. A Figura 6 revela os problemas associados aos diferentes cenários de conjugação de teores de silício e de carbono. Teor de carbono baixo e elevado teor de silício favorece a contração excessiva

originando rechupes. Para valores abaixo da gama preferencial há tendência a formar-se ferro branco e por conseguinte formação de carbonetos [10].

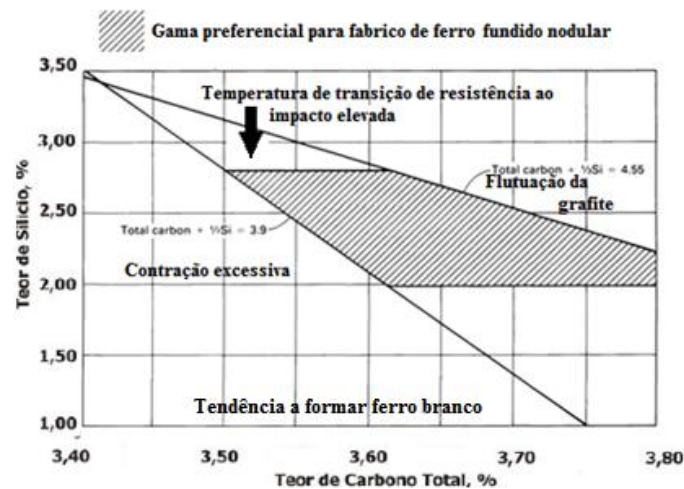


Figura 6 – Influência do teor de carbono e silício na qualidade do ferro fundido nodular [10].

A Figura 7 revela o efeito comparado dos elementos mais influentes na temperatura eutética. A análise da Figura 7 permite identificar a presença de elementos grafitizante como: silício, níquel, cobre e cobalto que aumentam a gama de intervalo entre a temperatura eutética estável (TEE) e a temperatura eutética metastável (TEM). Em contrapartida existem elementos carburígenos como o manganês que reduzem o intervalo entre TEE e TEM, limitando a coexistência da austenite e ferrite [11].

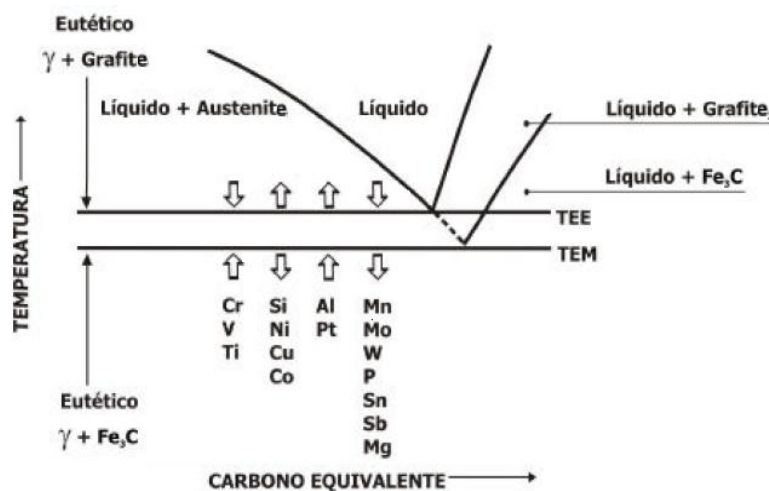


Figura 7 – Efeito dos elementos de liga nas temperaturas do eutético [11].

Elementos como o antimônio e estanho formam barreiras sobre as partículas de grafite, dificultando, assim, a reação eutectóide estável promovendo então a formação de perlite [11].

Existe contudo outro fator que, aliado à composição química, poderá levar um ferro a solidificar segundo uma das versões do diagrama – a velocidade de arrefecimento. Elevados teores de carbono e silício aliados a leis de arrefecimento lentas potenciam a solidificação segundo a versão estável originando ferros cinzentos. Já baixos teores de carbono e silício e leis de arrefecimento elevadas favorecem a solidificação segundo a versão metastável podendo originar precipitação de cementite. É então possível obter-se uma microestrutura de ferro branco em determinada zona e uma microestrutura de ferro cinzento noutra, conforme a lei de arrefecimento a que a peça for sujeita. As leis de arrefecimento estão ligadas à natureza da moldação e à espessura da peça [3].

A Figura 8 permite compreender as transformações que ocorrem na solidificação do ferro fundido nodular. Da temperatura de líquidos até à temperatura eutética verifica-se o crescimento da austenite sobre a forma de dendrites. Ao atingir a temperatura eutética o sobrearrefecimento é máximo favorecendo assim as condições necessárias para o início da nucleação da célula eutética. Ocorre uma libertação de calor latente de transformação resultante da alteração de estado físico que deu origem à precipitação da célula eutética. Este calor formado é tanto maior quanto maior for a fração de célula eutética precipitada. É possível verificar uma diminuição da temperatura devido à diminuição gradual da precipitação da célula eutética. Esta diminuição acontece quando o calor libertado pela formação da fase sólida iguala o calor libertado para o meio envolvente. Este fenómeno é designado por recalescência. A velocidade de arrefecimento aumenta quando se dá a formação de ferrite e cementite através da transformação da austenite [10].

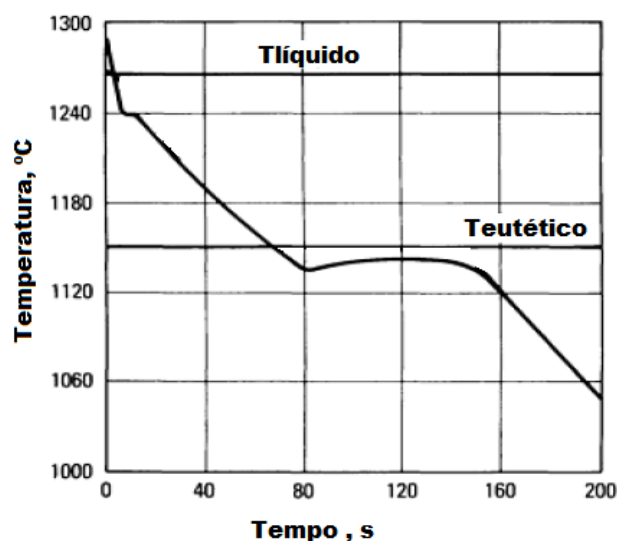


Figura 8 – Curva de solidificação típica de um ferro fundido nodular [10].

3 Variáveis mais relevantes do processo que influenciam a produção de ferro fundido nodular

3.1 Composição química

Existe um importante conjunto de variáveis no processamento dos banhos a ter em conta no que diz respeito à seleção da composição química, a saber: a variação das espessuras de secção, o tipo de ferro que pretendemos obter e o tipo de microestrutura. Há três classes de elementos químicos que devem ser tidos em consideração, os **elementos de liga**, os **elementos residuais** e os **elementos fundamentais**. Os elementos de liga são considerados perlitizantes – estanho, níquel e cobre. O chumbo, fósforo, zinco, arsénio, antimónio e crómio pertencem ao grupo dos elementos que, se ultrapassarem determinados valores críticos, provocam um efeito nefasto na microestrutura. O carbono, silício, enxofre, manganês e magnésio são considerados os elementos fundamentais. Dada a influência e a possível manipulação destes elementos no processamento do ferro nodular, segue-se uma compilação de informação relevante sobre o seu respetivo efeito [3, 8, 12].

CARBONO – É um excelente grafitizante e em teores superiores do eutético, o carbono em suspensão presente no banho metálico provoca a redução da fluidez do material. O volume da grafite é 3,5 vezes o volume do ferro e uma vez que o ferro fundido solidifica, se o carbono em solução precipita sob a forma de grafite, provoca uma expansão do ferro. Esta expansão é compensada pela redução do volume aquando da solidificação da liga. O número de nódulos de grafite durante o processo de solidificação é influenciado pela quantidade de núcleos de grafite que se formam no tratamento de inoculação [2, 8, 12].

SILÍCIO – É simultaneamente um ferritizante e um grafitizante. Este elemento segrega na austenite e enriquece as áreas à volta da grafite esferoidal. O silício promove o aumento da temperatura de transformação eutética e eutectóide e promove a formação de ferrite. O aumento da quantidade de ferrite reduz a resistência à tração mas aumenta o alongamento e a resistência ao impacto [2, 8].

MANGANÊS – Segrega nos limites de células eutéticas e quando seu teor excede os 0.5% pode formar Mn_3C . Dado que o teor de enxofre nos ferros fundidos é bastante reduzido, pequenas quantidades de Mn têm um efeito pernicioso na microestrutura, daí se deseje que o seu teor seja relativamente reduzido. Para além destes efeitos o manganês é um estabilizador da perlite e possui um efeito redutor sob a ductilidade e aptidão à maquinagem. O Mn retarda

o início da transformação eutectóide diminuindo a taxa de difusão do carbono em ferrite estabilizando a cementite [3, 8, 13].

ENXOFRE – O teor de enxofre no ferro fundido de grafite esferoidal é baixo e apresenta-se principalmente sob a forma de sulfuretos. O enxofre que existe como solução sólida é muito baixo. Contudo este elemento tem um efeito benéfico na formação de núcleos de germinação de grafite sob a forma de óxido-sulfuretos complexos[13].

MAGNÉSIO – A função deste elemento é a modificação da forma da grafite [12].

A Tabela I indica as gamas comuns dos elementos fundamentais de um ferro fundido nodular não ligado.

Tabela I – Composição química final nos elementos fundamentais do ferro fundido nodular não ligado [8].

Elemento	Composição %
C	3,60 – 3,80
Mn ¹	0,15 – 1,00
Si	1,80 – 2,80
S	0,01 – 0,02
Mg	0,03 – 0,06

3.2 Nodularização

A transformação da grafite ocorre devido a um tratamento realizado no banho pela adição de uma liga FeSi contendo magnésio. O magnésio promove a precipitação da grafite na forma de nódulos, sendo por isso considerado um elemento nodularizante. Este processo denominado nodularização modifica a estrutura de solidificação para que a grafite precipite e cresça em forma de partículas esféricas permitindo uma melhoria significativa nas propriedades mecânicas. Existem outros elementos com efeito nodularizante, como cálcio, cério e outros do grupo de elementos pertencentes às terras raras, contudo os nodularizantes mais utilizados na indústria são as ligas de FeSi (Mg) [14, 15].

O magnésio reage de forma violenta quando adicionado aos banhos de ferro fundido nodular porque a sua tensão de vapor é muito elevada, na ordem das 11 atmosferas, à temperatura de nodularização (próximo dos 1500°C). No tratamento de nodularização forma-

¹ Mínimo possível.

se MgS e MgO resultantes das reações com o enxofre e oxigênio. Após a neutralização do enxofre verifica-se um aumento da tensão interfacial entre os planos de crescimento da grafite e o líquido originando assim o crescimento da grafite em nódulos de acordo com as suas características cristalográficas. As micropartículas dos produtos formados da reação do magnésio com o enxofre e o oxigênio são removidas juntamente com a escória já que flutuam, segundo as leis de Stokes, até à superfície do banho (Figura 9). Contudo o objetivo não é a remoção das micropartículas visto que para se obter uma nucleação eficaz durante o tratamento de inoculação é necessário inibir a aglomeração e flutuação dos produtos da reação. É necessário promover uma fina dispersão das micropartículas, visto que estas atuarão como potenciais locais de nucleação heterogénea durante o processo de solidificação [14-16].

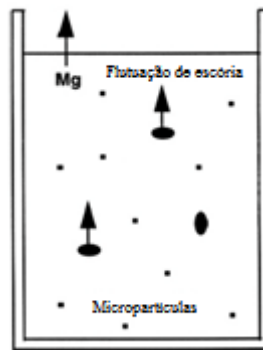


Figura 9 – Esquema da flutuação das micropartículas[16].

3.2.1 Técnica de nodularização “*Tundish Cover*”

O método de tratamento numa colher *tundish cover*, Figura 10, é comum na indústria de fundição. De forma a recuperar o magnésio com maior eficácia, a colher para onde é vazado o banho metálico está equipada com uma parede divisória de material refratário que cria uma espécie de bolsa no fundo da colher. O metal é vazado para um orifício, localizado na tampa que cobre a colher, com um diâmetro específico que permite a minimização da libertação de gases sem que haja uma perda excessiva da temperatura. Após a adição da liga contendo magnésio, carrega-se a colher *tundish cover* com um material que serve de cobertura. O material de cobertura possui um efeito protetor sobre a liga de FeSiMg e permite encher a colher com o banho metálico sem que a reação se desencadeie. A perda de calor durante este processo é na ordem dos 50°C, e a sua duração é cerca de 40 segundos [15-17].

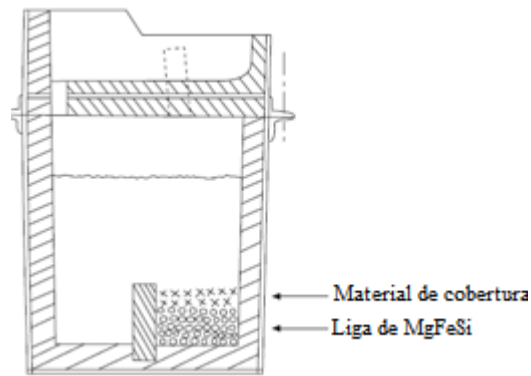


Figura 10 – Técnica de nodularização usando uma Colher *Tundish Cover* [17].

3.2.2 Desvanecimento do Magnésio

O controlo do magnésio residual é feito através análise dos espectrómetros que comparam os valores de magnésio obtidos com os valores de magnésio adicionados. Os teores de magnésio poderão ser comparados com o resultado da densidade de nódulos (partículas por mm^2) e da nodularidade da grafite na microestrutura. Existem algumas variáveis que condicionam o valor de magnésio residual obtido. A Figura 11 pretende demonstrar o efeito do desvanecimento do magnésio ao longo do tempo. Da parte inferior do gráfico para a parte superior verificamos a existência de três curvas, a curva magnésio dissolvido, do magnésio contendo micropartículas e das partículas de magnésio presentes na escória. Estas curvas contribuem para a determinação do magnésio residual. As micropartículas e as partículas da escória flutuam no banho segundo a lei de Stokes. As partículas de maior dimensão flutuam mais rapidamente que as partículas mais pequenas resultando numa distribuição não uniforme das partículas de grafite. O desvanecimento é, simultaneamente, a perda de Mg dissolvido, que se perde por vaporização, desoxigenação e dessulfuração. Como consequência a morfologia das partículas de grafite torna-se menos esferoidal e, simultaneamente, a sua densidade superficial também diminui [15, 16, 18].

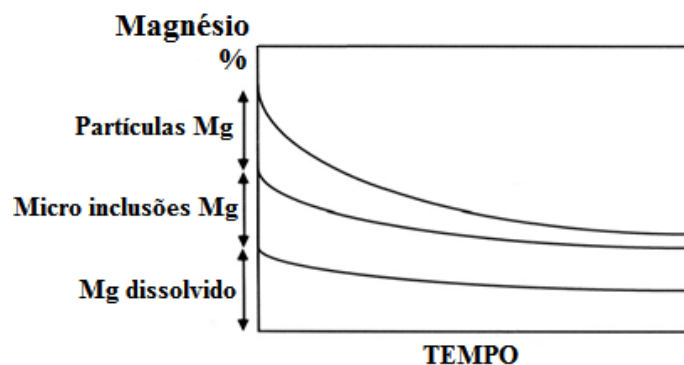


Figura 11 – Esquema do desvanecimento do magnésio no tempo de tratamento [16].

3.3 Inoculação

O processo de inoculação permite o controlo e melhoria da microestrutura e das propriedades do ferro fundido nodular. O tratamento de inoculação irá fornecer sítios de nucleação para o carbono dissolvido precipitar sobre a forma de grafite em vez de carbonetos. A precipitação de carbonetos provoca perdas das propriedades mecânicas, sendo mais prejudicial nas etapas de maquinação devido à dureza dos carbonetos [19].

Os inoculantes mais comuns são baseados em ligas de ferro silício contendo pequenas quantidades de elementos químicos como o bário, estrôncio, cálcio, zircônio e alumínio. O ferro e o silício funcionam como meio de transporte aos elementos nucleantes (bário, cálcio, estrôncio, zircônio e alumínio) que necessitam de uma presença limitada para formar uma liga com os elementos de transporte. Os elementos nucleantes deverão ter uma solubilidade limitada no ferro fundido e formar compostos estáveis com outros elementos [19]. A eficiência da inoculação depende do tratamento de nodularização e das micropartículas formadas nessa etapa. Essas micropartículas revelam-se extremamente importantes visto que depois da inoculação com uma liga de ferro silício contendo elementos ativos como o bário, cálcio ou o estrôncio, a superfície das micropartículas modifica-se e formam-se silicatos que possuem a mesma estrutura que a grafite. Assim, criam-se sítios de nucleação para a grafite crescer durante a solidificação. O efeito da inoculação é verificável nas propriedades mecânicas registando-se um aumento da tensão de rotura e do alongamento e a diminuição da dureza tornando o ferro fundido nodular mais apto à etapa de maquinação [19-21].

3.3.1 Técnicas de inoculação

De modo a obter uma maior eficiência este tratamento poderá ser realizado em duas alturas distintas do processamento – pré inoculação e pós inoculação.

A inoculação prematura ocorre durante o vazamento da colher *tundish cover* para a colher de vazamento. Dever-se-á adicionar o inoculante à medida que é feito o transvase de forma a garantir a sua distribuição homogénea [21].

A inoculação envolvendo adição de inoculante no fluxo de metal, durante o vazamento para as moldações, requer a adequação da granulometria do material adicionado e da correta posição do tubo que injeta o inoculante que de modo a que não ocorram perdas. A granulometria normal para esta técnica varia entre 1 a 2 mm. Abaixo de 1mm, o inoculante é

um pó e dificilmente entra no banho, e acima de 2mm correr-se-á o risco de o inoculante não se dissolver [12].

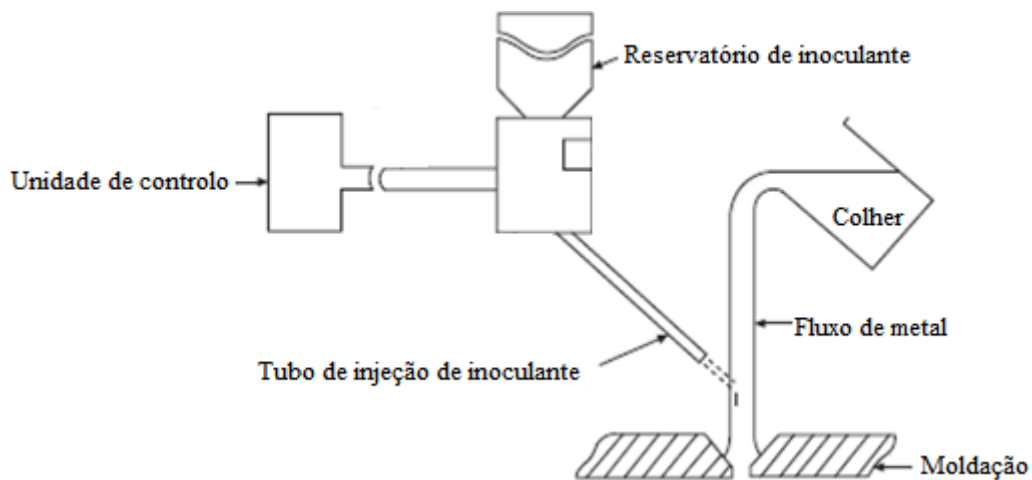


Figura 12 – Pós-Inoculação (sistema MSI) no fluxo de metal à medida que este entra na moldação [17].

A pós inoculação realizada com blocos de inoculante pode provocar inclusões não metálicas caso a granulometria exigida, entre 0.2 e 0,5mm, não for respeitada devido à possibilidade da não dissolução do inoculante. Caso o bloco de inoculante se encontre oxidado este poderá não se dissolver. Outro fator a ter em conta é a temperatura de vazamento. No caso de ocorrer um vazamento a temperaturas muito baixas, promove-se o mesmo tipo de problema descrito acima [12, 21].

3.3.2 Desvanecimento do inoculante

Como referido anteriormente, a inoculação provoca um aumento do número de locais de nucleação para o crescimento da grafite durante a solidificação eutética. O aumento do número de nódulos de grafite no ferro nodular reduz o sobreaquecimento eutético minimizando assim o risco de formação de carbonetos, que precipitam particularmente em secções finas ou em secções que apresentam velocidades de arrefecimento elevadas. Os efeitos da inoculação são máximos logo após a sua adição, contudo desvanecem-se com o tempo pois dependem da composição do inoculante, da temperatura, das taxas de difusão e do tipo de ferro ao qual é adicionado. O desvanecimento da inoculação poderá ser muito rápido e com perda de efeito nos primeiros minutos após adição. Devido ao crescimento das partículas dos núcleos verifica-se uma diminuição do número de locais para nucleação – efeito *Ostwald Ripening*. Uma das principais consequências do desvanecimento é o aumento do sobreaquecimento durante a solidificação eutética o que poderá provocar a precipitação de carbonetos [19].

4 Formação de carbonetos

O ferro nodular é mais suscetível que o ferro lamelar à formação de carbonetos porque a forma de precipitação esferoidal da grafite exige um maior sobrearrefecimento eutético, que o aproxima do início da precipitação dos carbonetos. Quando há falhas, ou falta de gérmens de grafite, suficientemente ativos, pode ocorrer que o sobrearrefecimento local atinja a temperatura de crescimento dos carbonetos. Se isso ocorrer, porque estes são metálicos, crescem muito mais rapidamente que a grafite, que é uma fase não metálica, pelo que há o perigo da precipitação de carbonetos [12, 22, 23]

Revela-se que o tratamento de inoculação é muito importante para a obtenção de ferro fundido nodular isento de carbonetos. Contudo poderá ocorrer a formação de carbonetos após uma inoculação eficaz graças ao desvanecimento característico desta etapa de processamento. O recurso a técnicas de inoculação tardias ajuda a combater o efeito de desvanecimento do inoculante [22, 23]

Na Figura 13, verifica-se um rápido sobrearrefecimento que ultrapassa a temperatura do eutético metastável, causando a precipitação de carbonetos. A formação deste tipo de carbonetos permite a caracterização deste defeito como sobrearrefecimento eutético primário. As causas associadas a este fenómeno são a falta de inoculação e/ou um sobrearrefecimento demasiado elevado [22].

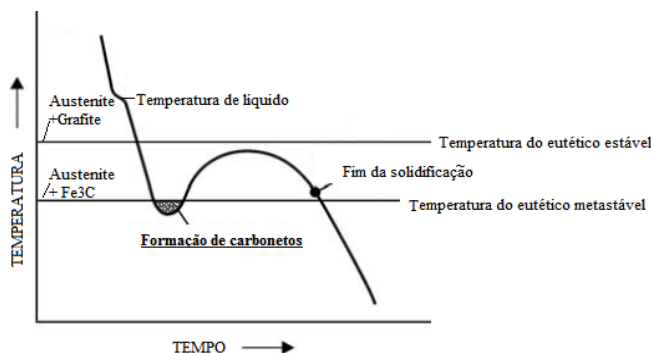


Figura 13 – Curva demonstrativa do sobrearrefecimento com formação de carbonetos [24].

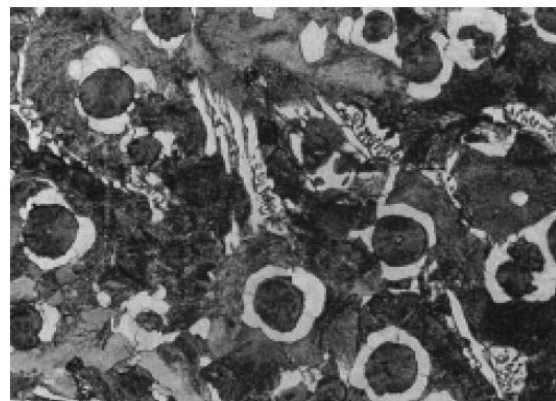


Figura 14 – Presença de carbonetos primários – constituintes angulares a branco – numa matriz essencialmente perlítica. (400x; ataque com Nital)[22].

Outro tipo de carbonetos – *Inverse chill*, poderá formar-se nos ferros fundidos nodulares devido à concentração de elementos carburígenos que segregam para as últimas frações do banho. Elementos como o crómio, vanádio, molibdénio e manganês elevam a temperatura eutética do sistema metastável enquanto a distribuição de elementos como o silício e o cobre remanescentes no líquido diminuem a temperatura eutética do sistema estável. Consta-se por isso uma diminuição do intervalo de temperaturas resultando na formação de carbonetos, sendo que este fenómeno é mais incisivo na parte final da solidificação. É possível observar na Figura 15 o gráfico de temperatura *versus* tempo onde ocorre o fenómeno acima descrito [22, 23, 25].

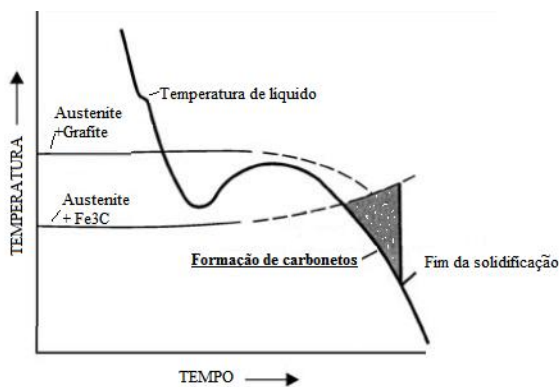


Figura 15 – Efeito da segregação de elementos carburígenos na parte final de solidificação [24].

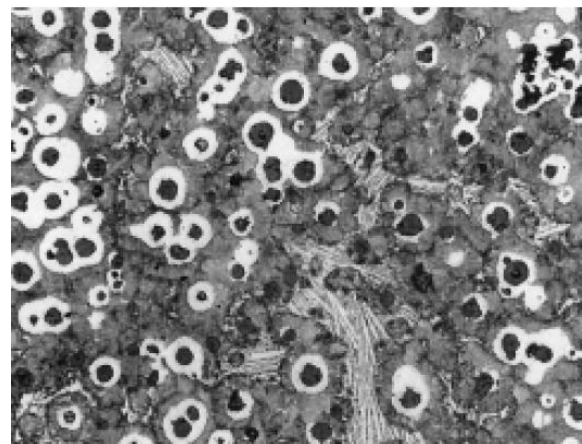


Figura 16 – Presença de *Inverse chill* numa microestrutura perlítica. Os carbonetos primários em forma de agulha representam o fenómeno de *Inverse chill*. (200x; ataque com Nital) [22]

A presença de carbonetos tem efeitos diretos e indiretos nas propriedades do ferro fundido nodular. A Figura 17 indica que o aumento do volume de carbonetos reduz a tensão de rutura dos ferros fundidos nodulares. A formação de carbonetos eutéticos durante a solidificação afeta a fração de volume de grafite produzida visto que os carbonetos e a grafite competem pelo carbono contido no ferro líquido. Cerca de 15 % de volume de um carboneto necessita de 1% de carbono originando uma redução de um terço de carbono disponível para a formação de grafite. A formação de carbonetos aumenta a probabilidade de ocorrer porosidade no interior do fundido visto que reduz o efeito de expansão produzido pela grafite durante a solidificação [2].

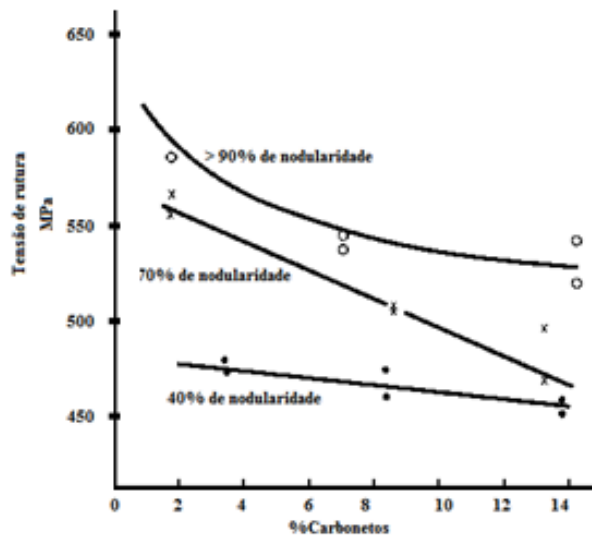


Figura 17 – Influência da presença de carbonetos na tensão de rutura do ferro fundido nodular[2] .

Os níveis máximos de carbonetos no ferro fundido nodular poderão variar entre 0 e 5% e normalmente são especificados na gama do produto. A obtenção de baixos teores de carbonetos poderá ser alcançada através da redução de elementos carburígenos presentes na carga e através da boa prática de métodos de inoculação. Em recurso é comum o tratamento térmico para eliminar a presença de carbonetos na microestrutura. Contudo o tratamento térmico para eliminar os carbonetos provoca um aumento no custo de produção, podendo em alguns dos casos originar a alteração do dimensionamento das peças tratadas. Verifica-se por isso que a formação de carbonetos é mais facilmente controlada durante o processo produtivo [2].

5 Procedimento Experimental

A peça em estudo é um componente da indústria automóvel e é designada por Árvore de equilíbrio – 213 e referenciada como AE – 213 (componente automóvel em ferro fundido nodular, especificado pelo cliente como um ferro nodular predominantemente perlítico em bruto de fundição). A precipitação de carbonetos numa determinada zona da AE – 213 durante o último semestre de 2011 conduziu ao estudo e indiciação das potenciais causas para a ocorrência esporádico deste defeito. Visto que em 2012 não ocorreram fenómenos de precipitação de carbonetos na produção da AE – 213, parte deste trabalho inclui o estudo de modelos guardados pelo Laboratório da *Funfrap* que apresentavam carbonetos na sua microestrutura bem como o estudo de modelos resultantes dos ensaios realizados durante o estágio.

Atente-se que a metodologia de fabricação da AE – 213, até ao fim do último semestre de 2011, divergia na etapa de vazamento comparativamente ao atual processo de fabrico. Foram relatados problemas relacionados com a sincronização da *Mezger* (linha automática de vazamento) e a linha de moldação. Este e outros problemas levaram à alteração do vazamento em posto móvel para posto fixo. Realce-se a importância deste fator já que a técnica de pós inoculação e o seu respetivo sucesso depende, entre outros, do alinhamento do jato de inoculante com o fluxo de metal proveniente da colher de vazamento. Este aspeto revela-se importante já que origina variações não controláveis na taxa de inoculação. O vazamento em posto fixo garante a não oscilação do fluxo de metal proveniente da colher de vazamento resultando numa correta adição de inoculante oriundo do tubo do sistema MSI. A Figura 18 mostra a correta posição do sistema colher de vazamento e tubo de injeção de inoculante com a linha de moldação.



Figura 18 – Sistema de vazamento e linha de moldação. A verde está o conjunto colher e tubo de injeção de inoculante e a vermelho a zona de receção de metal da moldação.

Com esta e outras informações direcionou-se grande parte do estudo para a inoculação de forma a indiciar as potenciais causas de aparecimento esporádico de carbonetos na peça.

O trabalho experimental realizado durante o estágio na empresa está dividido três partes.

Na primeira etapa fez-se um estudo de caracterização metalográfica de dois modelos, que estavam guardados pelo laboratório, com carbonetos na zona do pinhão. Esta zona era preferencialmente crítica no aparecimento esporádico de carbonetos. Segundo o relatório interno da empresa a percentagem de carbonetos na zona do pinhão era de 10 a 15% nos dois modelos. Sendo que o máximo permitido para considerar a peça como sã é de 2%.

Foram recolhidos os seguintes dados relativos aos modelos analisados, vide Tabela II.

Tabela II – Dados conhecidos do processamento das amostras A e B contendo carbonetos na zona do pinhão.

Dados de processamento dos modelos da Primeira Etapa				
Moldação n°	Tratamento de nodularização	Tratamento de pré inoculação	Tratamento de pós inoculação	Tipo de vazamento
16				
Amostra A	<u>SIM</u>	<u>SIM</u>	<u>SIM</u>	Posto móvel
16				
Amostra B	<u>SIM</u>	<u>SIM</u>	<u>SIM</u>	Posto móvel

A segunda etapa consistiu na elaboração de dois ensaios durante o vazamento de série da AE - 213. Em ambos os ensaios foram alterados parâmetros relativos à inoculação. O objetivo destes ensaios seria validar o efeito da variação da taxa e efetividade da inoculação através da alteração da variação do caudal de inoculação do sistema MSI, da substituição do sistema MSI por um bloco de inoculante, e do tempo de vazamento que influencia diretamente a quantidade de pós inoculante adicionado às moldações.

Na última etapa, e com recurso à tecnologia da microscopia eletrónica de varrimento, analisaram-se os perfis de composição química de algumas amostras da primeira e da segunda etapa com o objetivo de perceber se a origem da precipitação dos carbonetos estaria relacionada com a presença de teores críticos de elementos carburígenos.

PRIMEIRO ENSAIO

Tabela III - Síntese do primeiro ensaio realizado.

Nº de moldações vazadas	16
Nº de moldações alteradas	3
Alterações efetuadas	1ª Moldação – TENBLOC substituiu o inoculante pelo sistema MSI 2ª Moldação – Sem qualquer tipo de pós inoculação 3ª Moldação – Máximo de débito do inoculante pelo sistema MSI
Modelo analisado	Modelo nº 13
Nº de modelos analisados	4 – Modelo 13 da 1ª, 2ª, 3ª e 16ª moldação

No primeiro ensaio substituiu-se na primeira de dezasseis moldações o pré inoculante (*INOCULIN 900*) por um bloco de inoculante (*TENBLOC®* de 150 gramas com 50,8 mm de diâmetro – taxa de inoculação 0,16%) que foi colocado num local específico da moldação. Na segunda moldação não se introduziu qualquer tipo de pós inoculante. Na terceira moldação foi alterado o parâmetro de débito de inoculante do sistema *MSI* para o máximo permitido pelo sistema – taxa de adição de pós inoculante 0,23 % (calculado depois do registo do tempo de vazamento). Prosseguiu-se com o procedimento de série para as restantes moldações. As primeiras três moldações foram separadas juntamente com a última moldação para posterior comparação. A colher que deu origem a estas 16 moldações sofreu o tratamento de nodularização e pré inoculação de série. A Tabela IV apresenta os valores da taxa de pós inoculação de cada moldação analisada.

Tabela IV – Taxas de pós inoculação das moldações analisadas.

Moldação nº	Taxa de pós inoculação
1ª Moldação	0,16 %
2ª Moldação	0,00 %
3ª Moldação	0,23 %
16ª Moldação	0,17 %

SEGUNDO ENSAIO

Tabela V - Síntese do segundo ensaio realizado.

Nº de moldações vazadas	16
Nº de moldações alteradas	4
Alterações efetuadas	1ª Moldação – Vazamento de tempo longo 2ª Moldação – Vazamento de tempo curto 15ª Moldação – Vazamento de tempo curto 16ª Moldação – Vazamento de tempo longo
Modelo analisado	Modelo nº 13
Nº de modelos analisados	4 – Modelo 13 da 1ª, 2ª, 15ª e 16ª moldação

Para o segundo ensaio fizeram-se variar os tempos de vazamento. Com esta variação, influenciou-se diretamente a quantidade de pós inoculante inserido nas moldações. O objetivo deste ensaio foi estudar a influência da quantidade de inoculação na microestrutura do ferro fundido nodular de matriz perlítica. Como o ensaio foi realizado no início e no fim do vazamento será possível verificar se existe algum efeito da temperatura. Para tal foi necessário instruir o operador da cabine vazamento que as duas primeiras moldações e as duas últimas de um total de dezasseis moldações de uma dada colher iriam ter as particularidades descritas na Tabela V.

Com recurso a um aparelho portátil e a um termopar foi medido a temperatura antes do primeiro vazamento – 1384 °C e a temperatura antes do último vazamento – 1344°C. Com o auxílio de um cronómetro registaram-se os tempos de vazamento. Separaram-se as quatro moldações para posterior análise. A Tabela VI apresenta os valores da taxa de pós inoculação de cada moldação analisada. Tal como no primeiro ensaio não houve alterações de nodularização e pré inoculação.

Tabela VI – Taxas de pós inoculação das moldações analisadas.

Moldação nº	Taxa de pós inoculação
1ª Moldação	0,29 %
2ª Moldação	0,15 %
15ª Moldação	0,15 %
16ª Moldação	0,30 %

No sentido de simplificar a referência às amostras estudadas foi atribuída a denominação visível na Tabela VII.

Tabela VII – Designação simplificada das amostras.

1ª Etapa		
	Amostra 4108 – última moldação	<u>Amostra A</u>
	Amostra 5107 – última moldação	<u>Amostra B</u>
2ª Etapa –		
1º Ensaio	Amostra de série – última moldação	<u>Amostra C</u>
	Amostra com TENBLOC®	<u>Amostra D</u>
	Amostra sem pós inoculante	<u>Amostra E</u>
	Amostra com máximo de débito de MSI	<u>Amostra F</u>
2º Ensaio	Tempo longo de vazamento – primeira	<u>Amostra G</u>
	Tempo curto de vazamento – segunda	<u>Amostra H</u>
	Tempo curto de vazamento – penúltima	<u>Amostra I</u>
	Tempo longo de vazamento – última	<u>Amostra J</u>

5.1 Material

Para se obter o ferro fundido nodular essencialmente perlítico ($\geq 85\%$) as cargas utilizadas foram fundidas em fornos de indução com capacidade para 7,3 toneladas. Quer seja no arranque dos fornos ou numa mudança de carga para produção da peça em estudo, as matérias-primas que detêm maior percentagem de incorporação são o aço normal e/ou a chapa de aço de baixo manganês e os retornos da respetiva peça. A incorporação de recarburantes é justificada para efeitos de balanço de carga. O cobre e o carboneto de silício são utilizados em menores quantidades, mas a sua incorporação é independente da situação a que o forno se encontra (em situação de arranque ou em mudança de carga). Após fusão das cargas o metal é vazado para uma colher *tundish cover* onde ocorre o tratamento de nodularização – adição de 23Kg de nodularizante e aço de cobertura. Após a reação do magnésio com o banho o metal é transvazado para a colher do vazamento automático. À medida que é feito o transvase da colher *tundish cover* para a colher de vazamento, o pré inoculante deve ser adicionado de forma progressiva na colher de vazamento ao mesmo tempo que ocorre o transvase. Verificou-se que a adição de inoculante nesta etapa decorria de forma abrupta e logo após o início do transvase não permitindo uma dissolução homogénea do pré inoculante no banho (FeSi HP). Apresenta-se no Anexo A uma proposta de melhoria do método de adição de pré

inoculante. Esta proposta foi aceite pela empresa estando em processo de desenvolvimento. Posteriormente é realizado o vazamento para uma moldação em areia onde simultaneamente e através do sistema MSI é efetuada a inoculação tardia.

A gama da composição química final da AE – 213 está representada na Tabela VIII.

Tabela VIII – Composição química final da Árvore de equilibragem 213.

C	Si	S	Mn
3,50 – 3,90%	1,80 – 2,60%	≤ 0,02%	0,60 – 1,00%

A Figura 19 apresenta os modelos 3D do cacho e da peça em estudo. Dado que para efeitos de validação interna de microestrutura é escolhido o modelo 13 (assinalado a vermelho), em todos os ensaios e etapas este foi modelo predefinido para as diferentes análises.

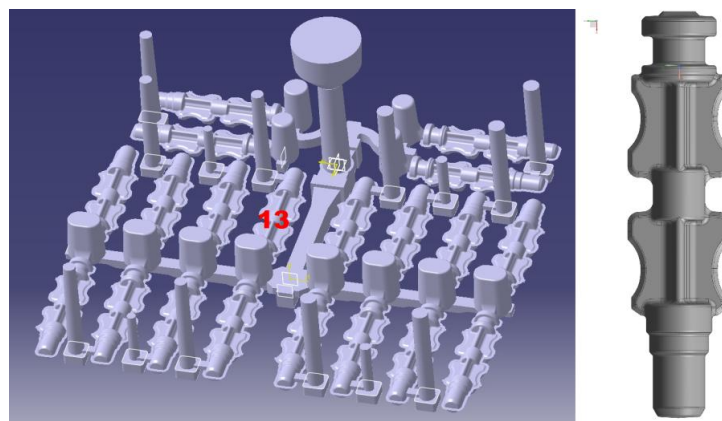


Figura 19 – Modelo 3D do cacho e da AE – 213 – modelo 13 assinalado a vermelho.

A Tabela IX foi elaborada com base na informação fornecida pela gama de fabricação da peça em estudo. Foi tido em conta a variação do peso da colher para a pré inoculação e o intervalo de tempo máximo e mínimo de vazamento para a pré inoculação.

A gama de composição química do bloco de inoculante usado no primeiro ensaio da primeira etapa está indicada na Tabela X. Este bloco de inoculante substitui a inoculação através do sistema MSI.

As gamas de composição química do nodularizante, utilizado no tratamento de nodularização, e do pós inoculante são apresentadas na Tabela XI.

Tabela IX – Taxa de adição de pré e pós inoculante utilizado no processo de fabrico da AE – 213.

Pré inoculação		Pós inoculação	
Liga adicionada	FeSi HP	Liga adicionada	FeSiMg
Taxa de adição %	[0,41–0,43]	Taxa de adição %	[0,14 – 0,20]

Tabela X – Composição química do bloco inoculante utilizado no primeiro ensaio da segunda etapa.

TENBLOC®	Si	Mg	Al	Ca
150 Gramas	65 – 75%	0,7 – 1,7%	3,3 – 5,0%	0,1 – 1,5%

Tabela XI – Composição química do nodularizante e pós inoculante.

Nodularizante	Si	Mg	Al	Ca	Mn	Ba	T.R.
<i>FeSiMg</i>	44 – 49%	2 – 11%	0,1 – 1,5%	0,1 – 5%	0,1 – 0,6%	0 – 2%	0 – 7%
<i>Inoculim 900</i>	Si	Mg	Al	Ca	Mn	Ba	Zr
	65%	2 – 3%	Máx. 1,3%	1,3%	2,3%	1,4%	2,5%

Durante o estudo realizado, alguns dados adicionais foram elaborados e fornecidos pela empresa, nomeadamente dados da simulação de **enchimento** e **solidificação** realizados no *software* Magma®.

Relativo ao **enchimento**, Figura 20 e Figura 21, os dados da simulação indiciam um enchimento normal e homogéneo das vinte peças que constituem o cacho metálico da AE – 213. Em média o enchimento total do cacho metálico da AE – 213 é realizado em cerca de 10 segundos. A 75 % do enchimento verifica-se que quase todos os modelos estão praticamente preenchidos, restando apenas os respiros e alimentadores que constituem o cacho metálico. Verifica-se através da pauta de cores que no fim do enchimento as extremidades laterais e as zonas mais finas dos diferentes modelos apresentam uma temperatura (zona azulada) menor comparativamente a secções mais massivas.

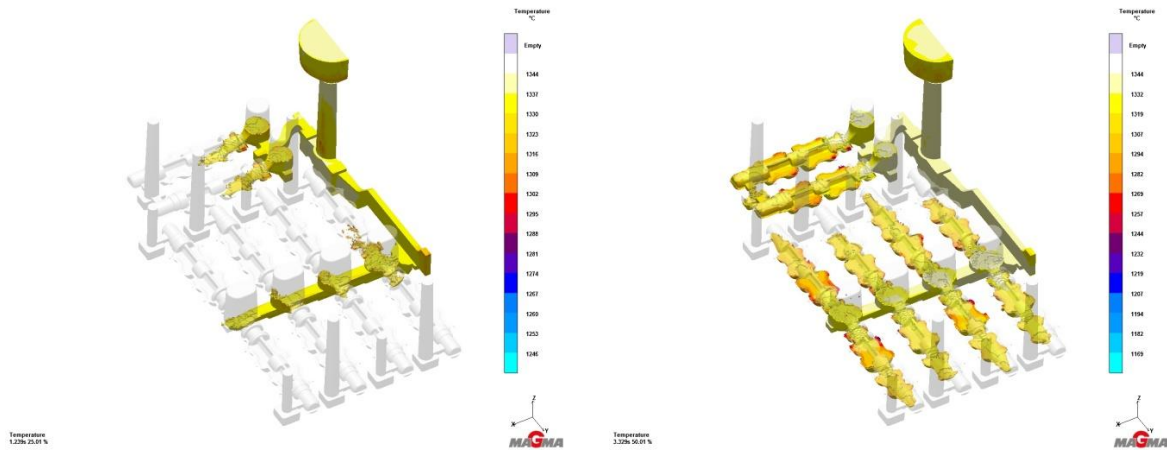


Figura 20 – Simulação de enchimento da AE – 213. Do lado esquerdo taxa de enchimento de 25% e do lado direito taxa de enchimento de 50%.

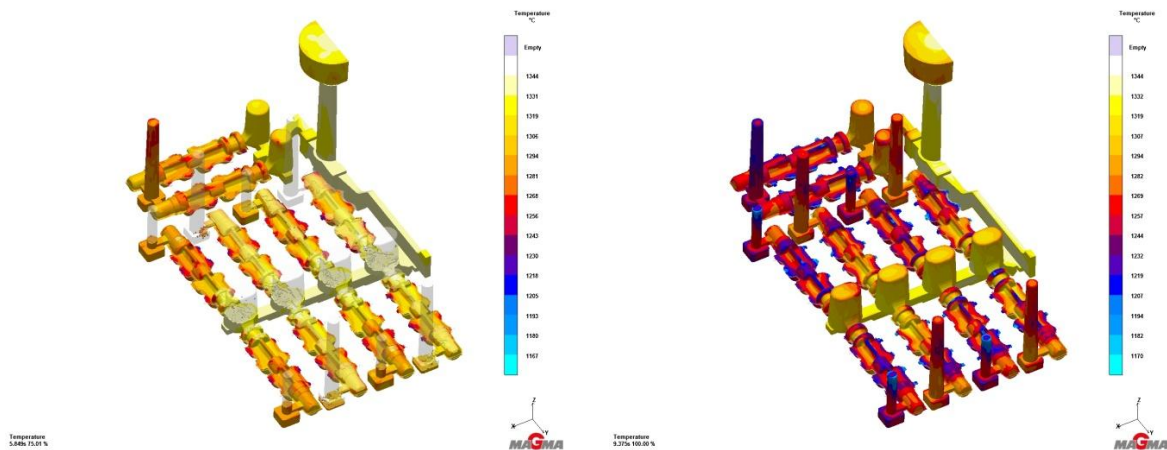


Figura 21 – Simulação de enchimento da AE – 213. Do lado esquerdo taxa de enchimento de 75% e do lado direito taxa de enchimento de 100%.

Através dos dados da simulação de **solidificação**, vide Figura 22, é possível verificar-se que a presença de respiros e alimentadores de menores dimensões junto à zona do pinhão favorecem o arrefecimento desta zona. A pauta de cores permite constatar que a 90% da solidificação a parte inferior do pinhão está a temperaturas na ordem dos 900°C (zonas a roxo) enquanto as restantes zonas da peça estão a temperaturas superiores a 1000°C (zonas a vermelho). Através destes dados da simulação foi possível verificar que os modelos que estão ligados aos respiros arrefecem mais rapidamente na zona do pinhão.

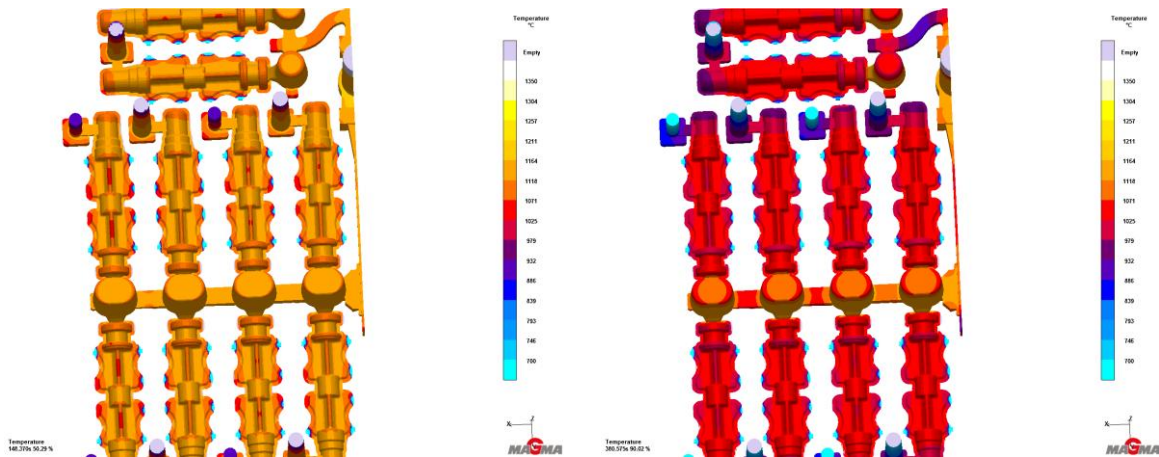


Figura 22 – Simulação de solidificação da AE – 213. Do lado esquerdo taxa de solidificação de 50% e do lado direito taxa de solidificação de 90%.

A Figura 23 identifica a três zonas de corte e análise da AE – 213. As cores associadas servirão de apoio à visualização das imagens da caracterização metalográfica.

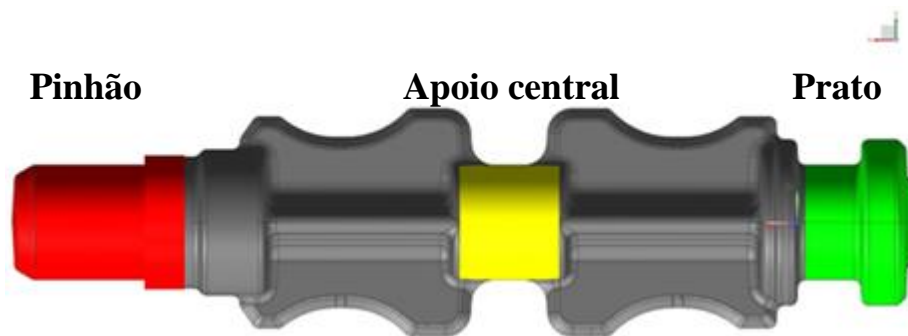


Figura 23 – Modelo 3D da AE – 213 evidenciando as zonas de corte para observação microscópica.

5.2 Caracterização química

As análises químicas foram realizadas em medalhas num espectrómetro da *Thermo Scientific – ARL METAL ANALYSER*. Antes de qualquer análise química o equipamento foi calibrado com os padrões requeridos.

5.3 Caracterização Microestrutural

Para a caracterização metalográfica foi necessário o corte das peças em bruto de fundição em três zonas – pinhão, apoio central e prato.

As amostras, após corte, apresentavam alta rugosidade e, com recurso a uma máquina – *ATHENA TN 175* foram retificadas. De seguida procedeu-se à operação de desbaste com uma

seguinte sequência de lixas de 180 a 1000 mesh a 300 rotações por minuto com uso de água. O polimento foi executado numa máquina *Struers TegraPol-31* a 150 rotações por minuto com pasta de diamante *Poliment® COLOR* de 6 e 3 μm . Após polimento as amostras foram limpas com recurso a ultrassons. Para a revelação da microestrutura foi utilizado o reagente Nital 2% (Ácido nítrico 2% + Etanol 98%). Para a captura de imagens foi utilizada uma lente de 5x com uma ampliação de 10x na ocular.

Realizou-se uma análise quantitativa e qualitativa da grafite com recurso a um sistema de aquisição de imagem composto por um microscópio óptico *LEICA* equipado com uma câmara *JVC* a cores ligado a um computador *LEICA QWIN500MW*. Amostras sem ataque permitiram a recolha de dados de grafite, nomeadamente: superfície total analisada, número de nódulos por mm^2 , número e percentagem de nódulos analisados de forma I, II, III, IV, V, VI, VII segundo a norma *ASTM A247 – 67*. Para tal foi utilizado um programa, *PARTSIZE*, de análise de imagem.

A área de superfície analisada em cada zona das amostras corresponde a $11,09 \text{ mm}^2$. Em cada zona das amostras foram analisados 10 campos aleatórios.

5.4 Caracterização mecânica – Dureza

Foram realizados ensaios de dureza *Brinell* nas diferentes zonas de corte das amostras. A dureza foi medida num durómetro da *WOLPERT* segundo a norma *ASTM E10* com recurso a esfera de 5 mm. Os resultados foram obtidos em HB segundo a norma anteriormente mencionada.

5.5 Análise através da Microscopia Eletrónica de Varrimento

De forma a poder relacionar o aparecimento esporádico de carbonetos com a presença de elementos carburígenos que pudessem estar contidos na carga, foram analisadas as amostras da primeira etapa e as amostras que continham carbonetos resultantes do primeiro ensaio da segunda etapa no microscópio eletrónico de varrimento – *JEOL JSM630F* – do Centro de materiais da Universidade do Porto (CEMUP). Recorrendo à microscopia eletrónica de varrimento, foram adquiridas informações relevantes para o conteúdo do trabalho realizado. A metodologia baseada em eletrões retrodifundidos forneceu a possibilidade de investigar as diversas fases presentes nas amostras, uma vez que elabora imagens em escala de cinzentos, organizados por variação de número atómico. Esta técnica permite o bombardeamento de um feixe de eletrões na amostra provocando a excitação dos

átomos das primeiras camadas atômicas, libertando fótons característicos. Com esta técnica é então possível fazer a leitura da composição química qualitativa e quantitativa de determinadas zonas à escolha da peça em estudo. Por sua vez a análise por elétrons secundários, menos energéticos, permite adquirir imagens relativas à topografia das diferentes amostras. Para a sua realização foi necessário cortar as peças com o dimensionamento exigido pelo CEMUP, efetuar um novo polimento e atacar as amostras com Nital 2%.

6 Apresentação de Resultados

6.1 Caracterização química

As médias dos resultados das análises químicas, realizadas nas diversas amostras da AE – 213, são apresentadas na Tabela XII. A fórmula usada no carbono equivalente² (C.E.) corresponde, segundo a bibliografia consultada, à fórmula que oferece mais linearidade [26].

Tabela XII – Média dos resultados das análises químicas das amostras estudadas.

Elementos	C	Si	Mn	S	Cr	P	C.E.
% Média Amostra A	3,64	2,04	0,68	0,007	0,044	0,020	4,16
% Média Amostra B	3,71	2,19	0,68	0,007	0,039	0,013	4,26
% Média Amostra C	3,56	2,10	0,68	0,009	0,036	0,014	4,09
% Média Amostra D	3,54	2,05	0,67	0,008	0,036	0,014	4,06
% Média Amostra E	3,58	2,04	0,68	0,007	0,038	0,014	4,10
% Média Amostra F	3,53	2,14	0,68	0,008	0,036	0,014	4,07
% Média Amostra G	3,68	2,10	0,68	0,007	0,049	0,012	4,21
% Média Amostra H	3,67	2,04	0,68	0,007	0,049	0,012	4,19
% Média Amostra I	3,67	2,05	0,68	0,007	0,049	0,012	4,19
% Média Amostra J	3,63	2,14	0,67	0,007	0,049	0,012	4,17

² $C.E. = \%C + \frac{1}{4} \times \%Si + \frac{1}{2} \times \%P$

6.2 Caracterização Microestrutural

As micrografias das amostras da primeira etapa estão apresentadas na Figura 24 e Figura 25 e são referentes às amostras A e B.

As três cores de cada figura indicam a que zonas da peça se referem.

Na parte superior as imagens com as letras **A – C – E** evidenciam a distribuição dos nódulos de grafite. Por sua vez na parte inferior, as imagens com as letras **B – D – F** identificam a microestrutura das diferentes zonas das amostras atacadas com Nital 2%.

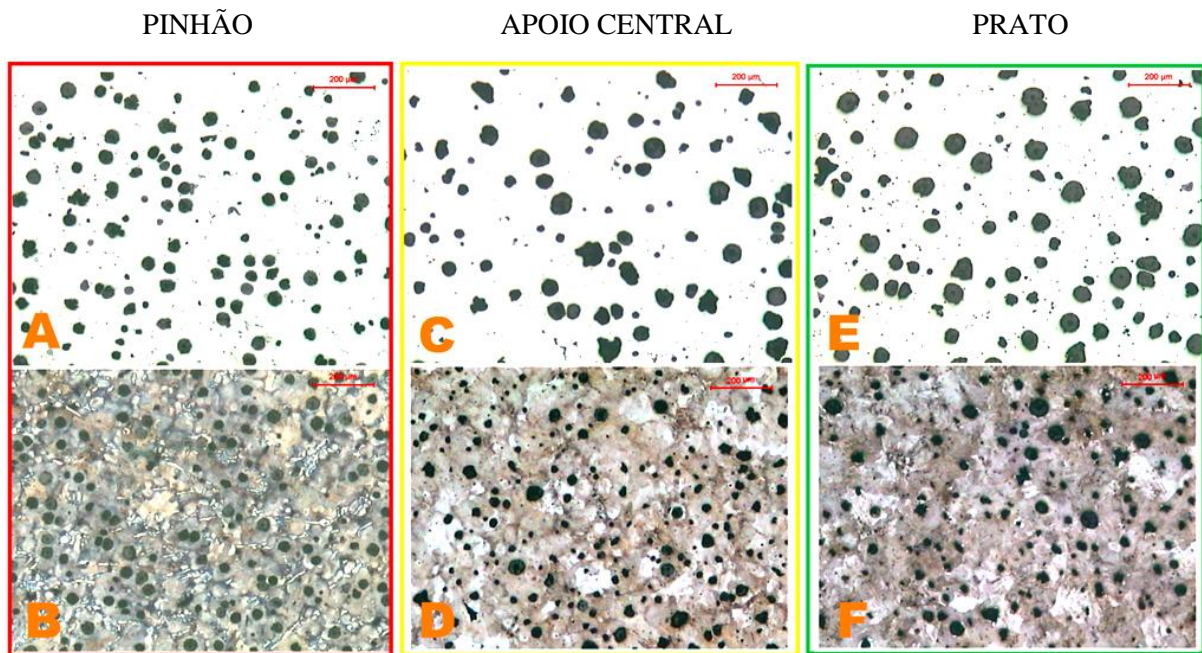


Figura 24 – Microestruturas das diferentes zonas da amostra A. A) Microestrutura dos nódulos de grafite; B) Microestrutura atacada com Nital 2%; C) Microestrutura dos nódulos de grafite; D) Microestrutura atacada com Nital 2%; E) Microestrutura dos nódulos de grafite; F); Microestrutura atacada com Nital 2%.

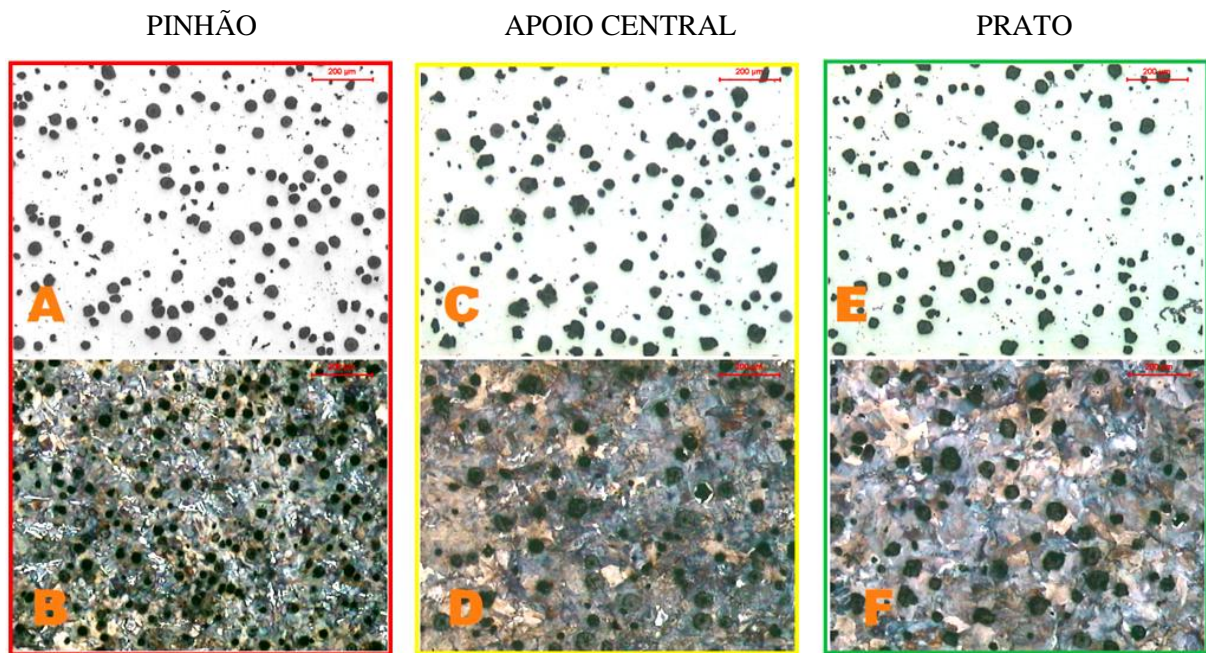


Figura 25 – Microestruturas das diferentes zonas da amostra B. A) Microestrutura dos nódulos de grafite; B) Microestrutura atacada com Nital 2%; C) Microestrutura dos nódulos de grafite; D) Microestrutura atacada com Nital 2%; E) Microestrutura dos nódulos de grafite; F); Microestrutura atacada com Nital 2%.

Seguem-se os resultados da caracterização metalográfica das amostras do primeiro ensaio. A Figura 26 e a Figura 27 são referentes às amostras C e D.

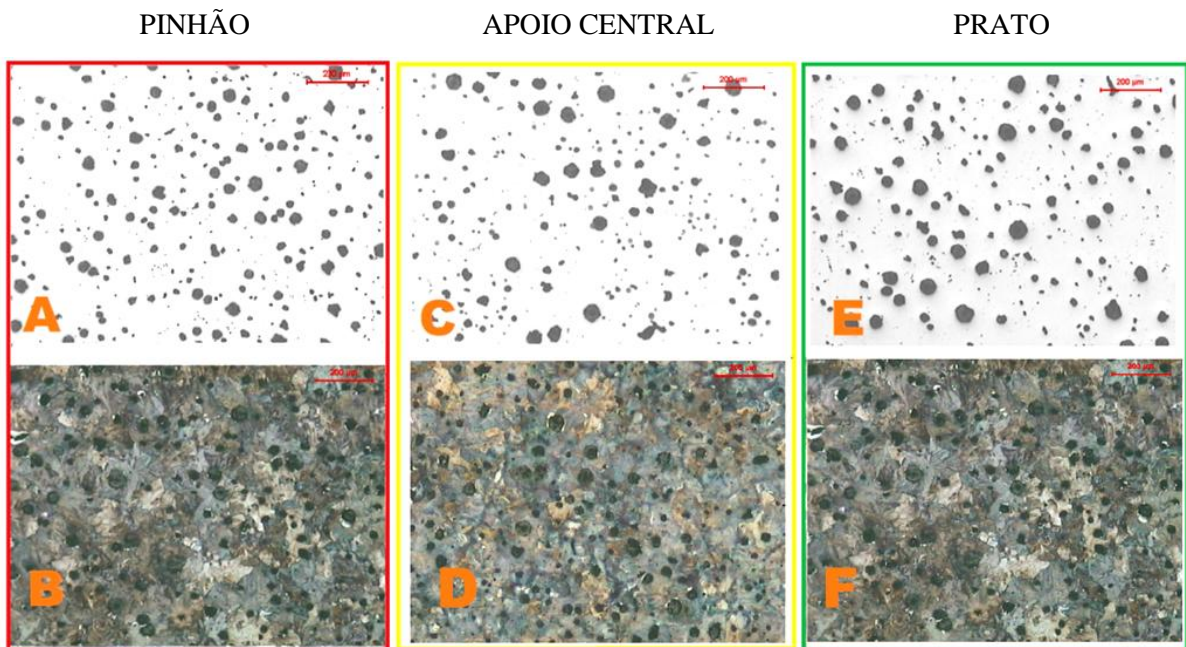


Figura 26 – Microestruturas das diferentes zonas da amostra C. A) Microestrutura dos nódulos de grafite; B) Microestrutura atacada com Nital 2%; C) Microestrutura dos nódulos de grafite; D) Microestrutura atacada com Nital 2%; E) Microestrutura dos nódulos de grafite; F); Microestrutura atacada com Nital 2%.

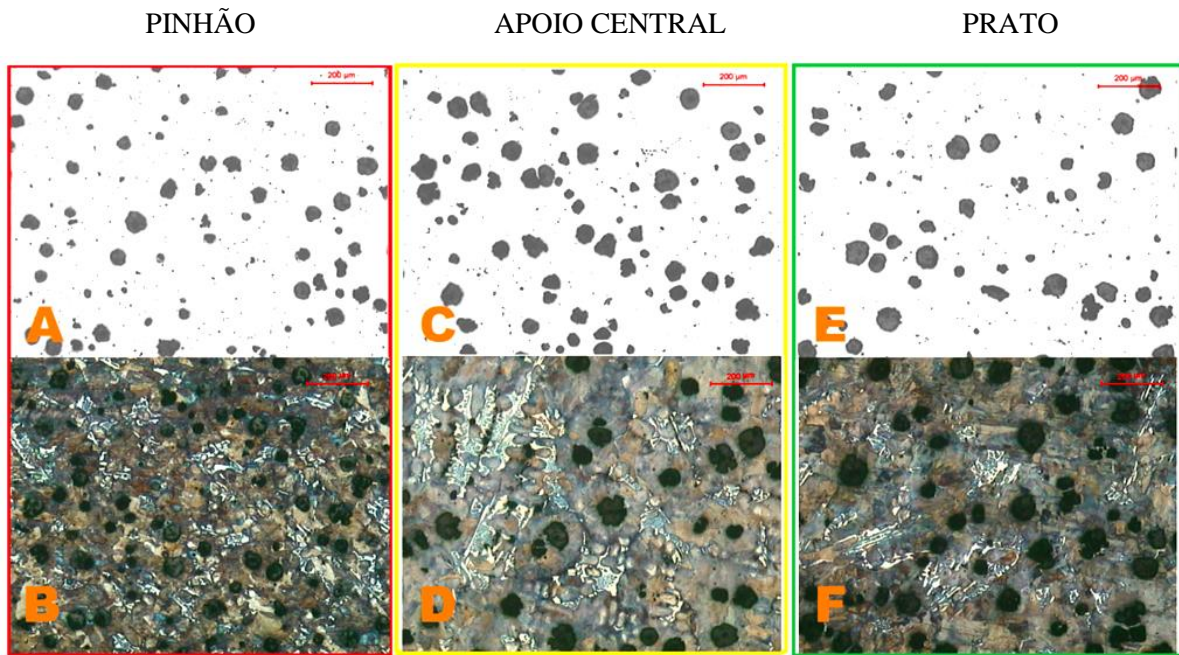


Figura 27 – Microestruturas das diferentes zonas da amostra D. A) Microestrutura dos nódulos de grafite; B) Microestrutura atacada com Nital 2%; C) Microestrutura dos nódulos de grafite; D) Microestrutura atacada com Nital 2%; E) Microestrutura dos nódulos de grafite; F); Microestrutura atacada com Nital 2%.

As microestruturas das amostras E e F pertencentes ao primeiro ensaio são apresentadas na Figura 28 e na Figura 29.

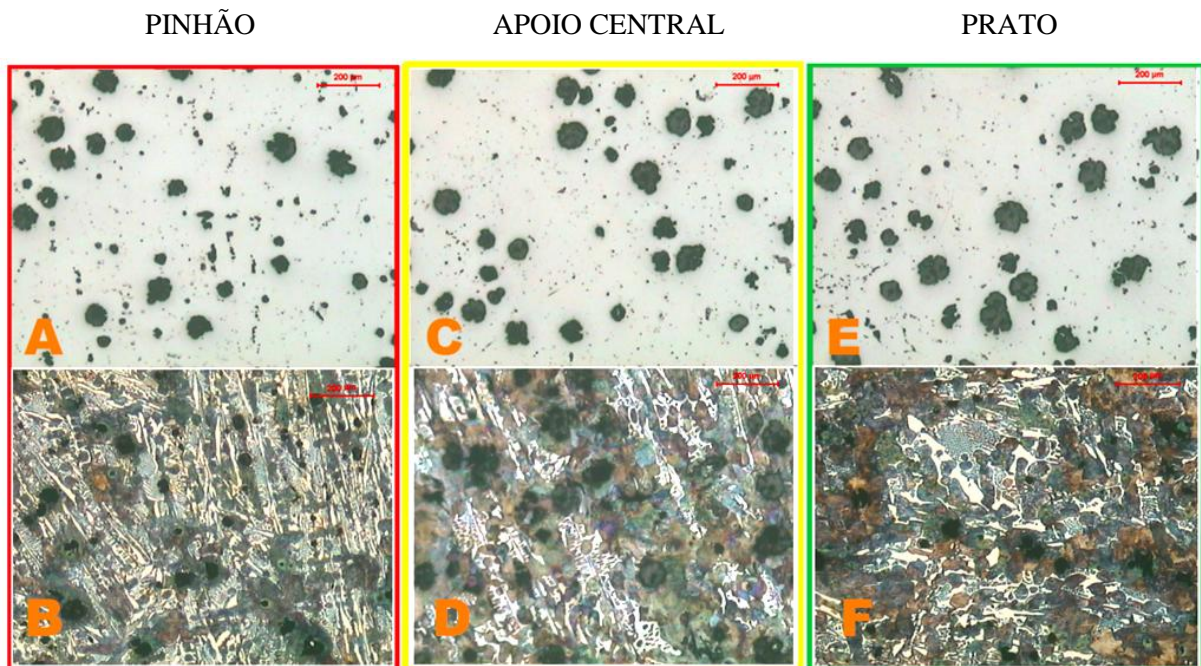


Figura 28 – Microestruturas das diferentes zonas da amostra E. A) Microestrutura dos nódulos de grafite; B) Microestrutura atacada com Nital 2%; C) Microestrutura dos nódulos de grafite; D) Microestrutura atacada com Nital 2%; E) Microestrutura dos nódulos de grafite; F); Microestrutura atacada com Nital 2%.

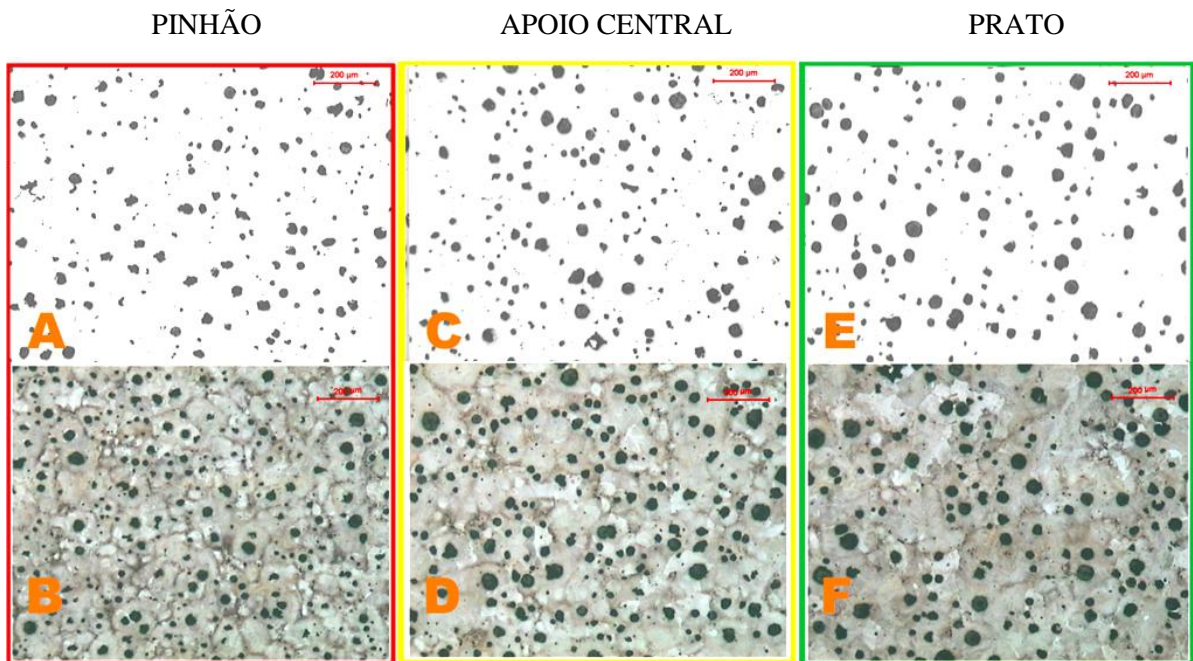


Figura 29 – Microestruturas das diferentes zonas da amostra F. A) Microestrutura dos nódulos de grafite; B) Microestrutura atacada com Nital 2%; C) Microestrutura dos nódulos de grafite; D) Microestrutura atacada com Nital 2%; E) Microestrutura dos nódulos de grafite; F); Microestrutura atacada com Nital 2%.

Por último são apresentadas nas próximas quatro figuras os resultados da observação microscópica das amostras G, H, I e J referentes ao segundo ensaio.

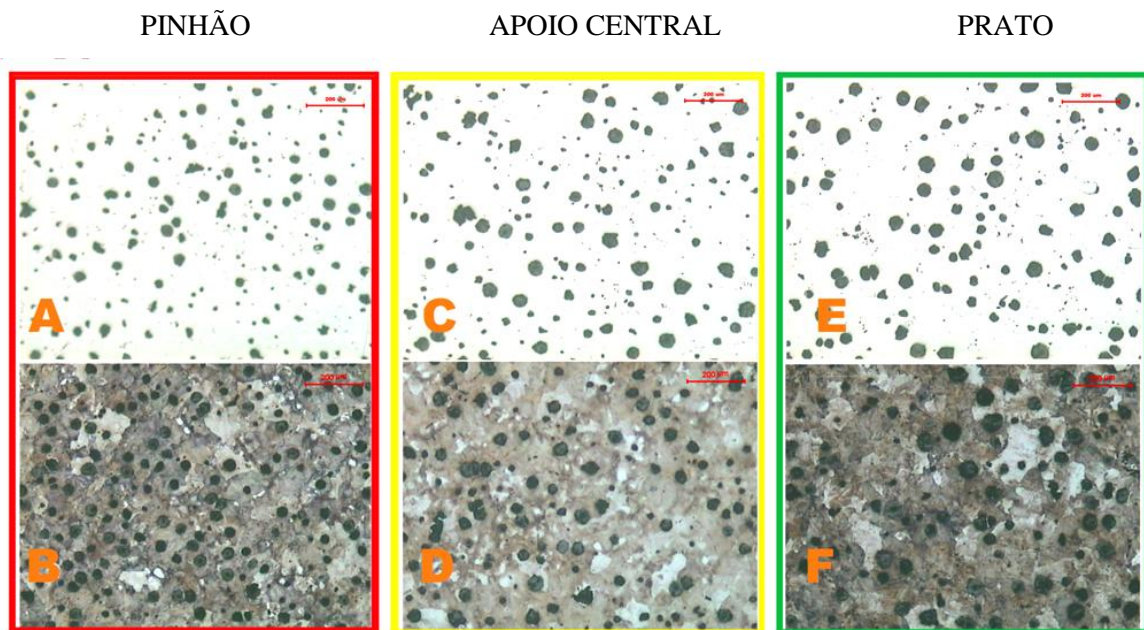


Figura 30 – Microestruturas das diferentes zonas da amostra G. A) Microestrutura dos nódulos de grafite; B) Microestrutura atacada com Nital 2%; C) Microestrutura dos nódulos de grafite; D) Microestrutura atacada com Nital 2%; E) Microestrutura dos nódulos de grafite; F); Microestrutura atacada com Nital 2%.

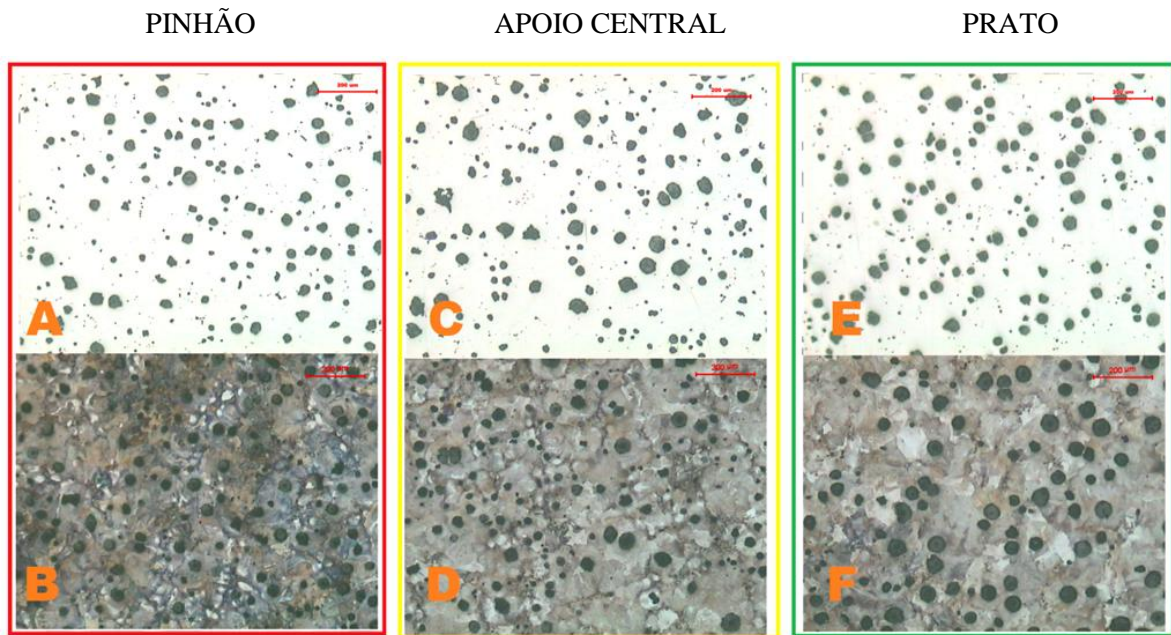


Figura 31 – Microestruturas das diferentes zonas da amostra H. A) Microestrutura dos nódulos de grafite; B) Microestrutura atacada com Nital 2%; C) Microestrutura dos nódulos de grafite; D) Microestrutura atacada com Nital 2%; E) Microestrutura dos nódulos de grafite; F) Microestrutura atacada com Nital 2%.

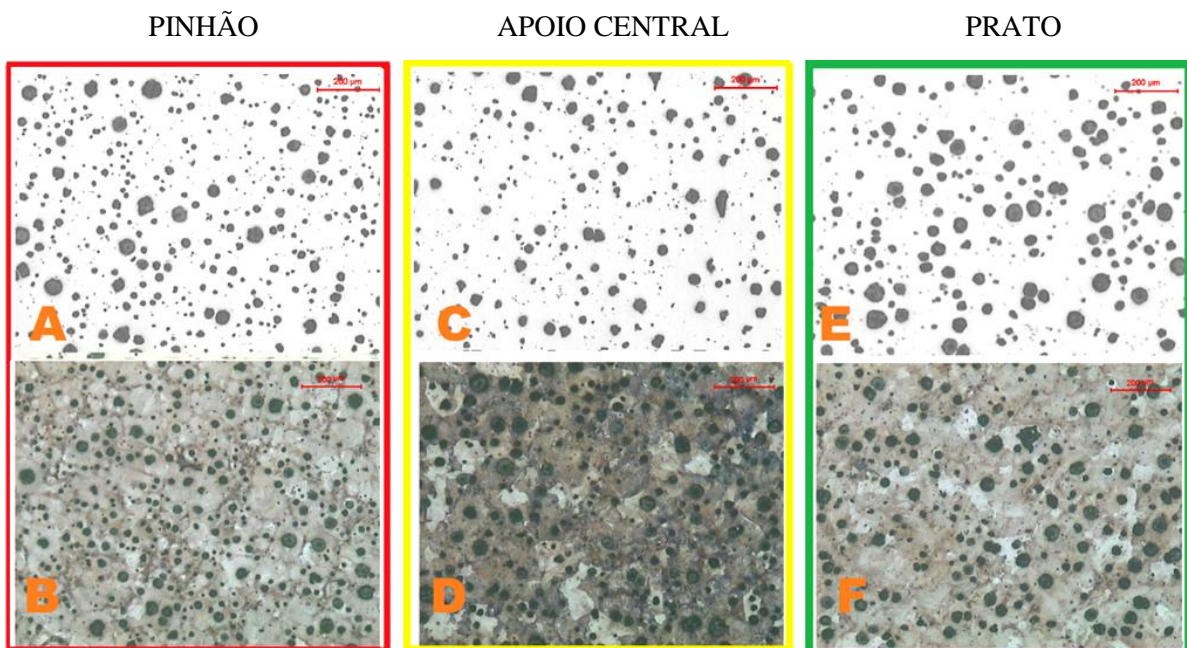


Figura 32 – Microestruturas das diferentes zonas da amostra I. A) Microestrutura dos nódulos de grafite; B) Microestrutura atacada com Nital 2%; C) Microestrutura dos nódulos de grafite; D) Microestrutura atacada com Nital 2%; E) Microestrutura dos nódulos de grafite; F) Microestrutura atacada com Nital 2%.

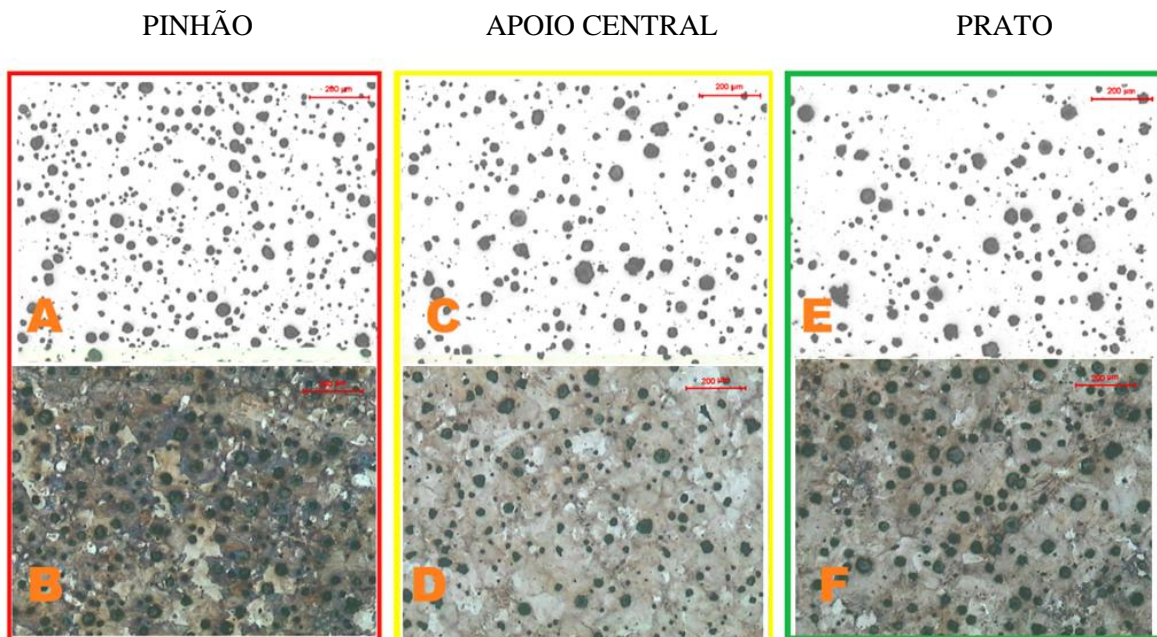


Figura 33 – Microestruturas das diferentes zonas da amostra J. A) Microestrutura dos nódulos de grafite; B) Microestrutura atacada com Nital 2%; C) Microestrutura dos nódulos de grafite; D) Microestrutura atacada com Nital 2%; E) Microestrutura dos nódulos de grafite; F) Microestrutura atacada com Nital 2%.

O resultado obtido no programa de análise de imagem do microscópio *Leica* permitiu a elaboração de gráficos da densidade de nódulos nas diferentes zonas da peça bem como gráficos que permitem analisar a nodularidade nessas mesmas zonas.

1ª ETAPA – A Figura 34 representa a distribuição da densidade de nódulos das amostras referentes à precipitação esporádica de carbonetos na zona do pinhão.

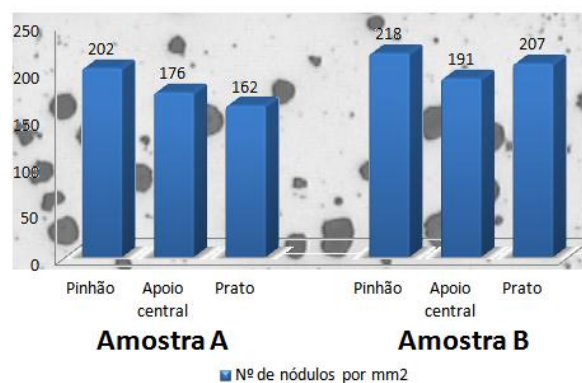


Figura 34 – Distribuição da densidade de nódulos das Amostras A e B nas diferentes zonas de corte.

A Figura 35 e a Figura 36 permitem identificar por zona de amostra a respetiva nodularidade. As imagens dos tipos de forma de grafite são imagens da norma *ASTM A247 – 67*.

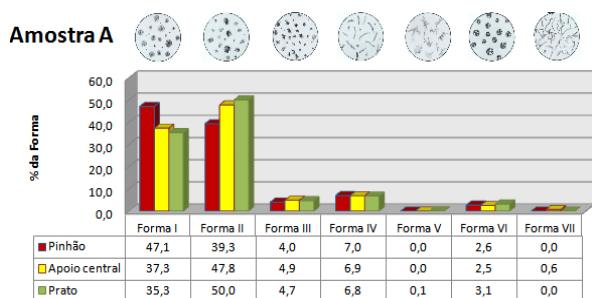


Figura 35 – Nodularidade da amostra A.

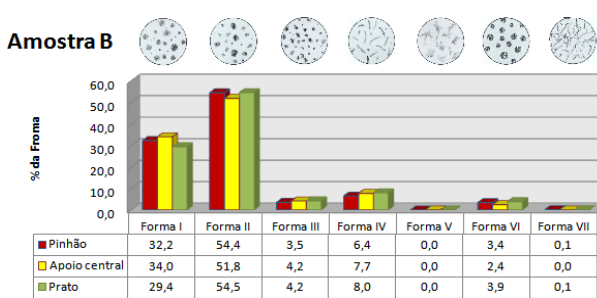


Figura 36 – Nodularidade da amostra B.

1º ENSAIO –

Tal como na primeira etapa os dados retirados da análise quantitativa e qualitativa da grafite permitiram elaborar gráficos que correlacionam a densidade de nódulos e a nodularidade por zona de amostra.

A distribuição da densidade de nódulos das amostras C, D, E e F é apresentada na Figura 37.

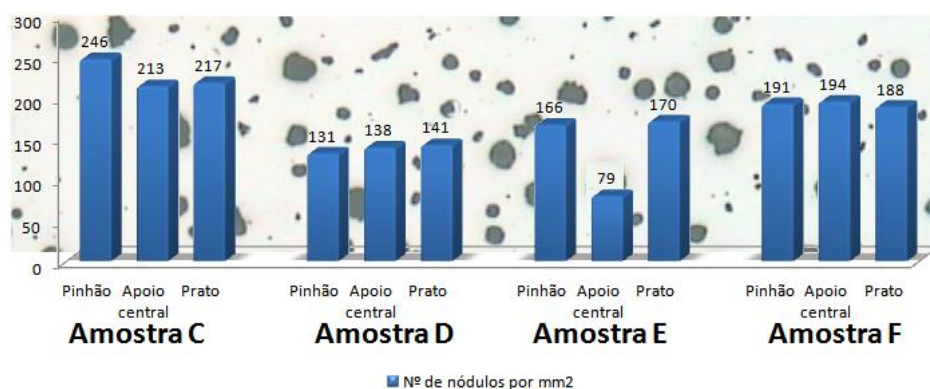


Figura 37 – Distribuição da densidade de nódulos de grafite das Amostra C, D, E, F, nas diferentes zonas de corte.

Segue-se a apresentação dos gráficos de nodularidade das amostras acima mencionadas. De forma a facilitar a análise dos resultados foram adicionadas informações da amostra em análise.

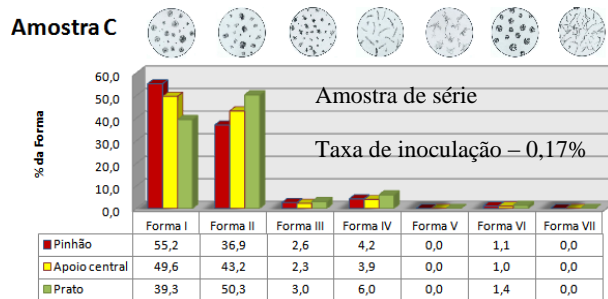


Figura 38 – Nodularidade da amostra C.

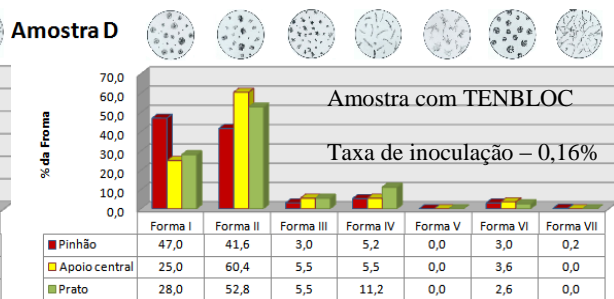


Figura 39 – Nodularidade da amostra D.

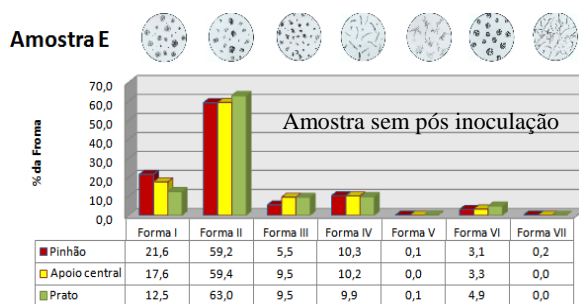


Figura 40 – Nodularidade da amostra E.

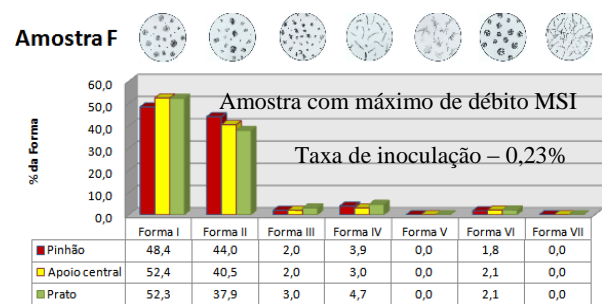


Figura 41 – Nodularidade da amostra F.

2º ENSAIO –

Tal como no primeiro ensaio repetiu-se o procedimento experimental e obtiveram-se dados suficientes para elaboração do gráfico da distribuição da densidade nodular, vide Figura 42, e da nodularidade das três diferentes zonas da peça,

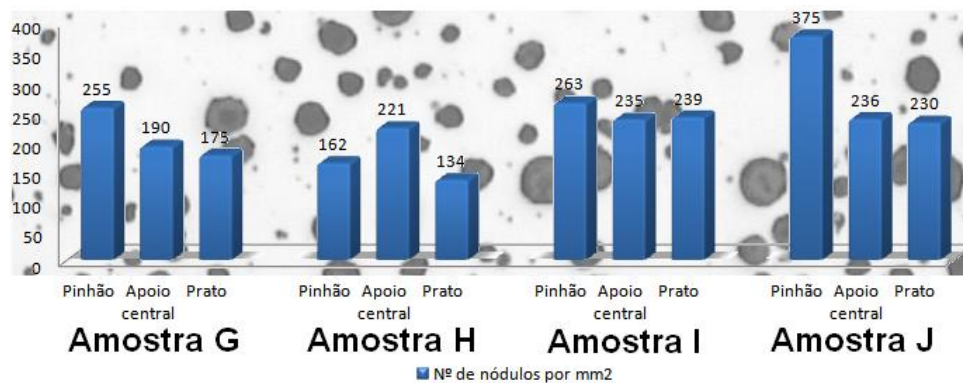


Figura 42 – Distribuição da densidade de nódulos de grafite nas Amostras G, H, I, J, nas diferentes zonas de corte.

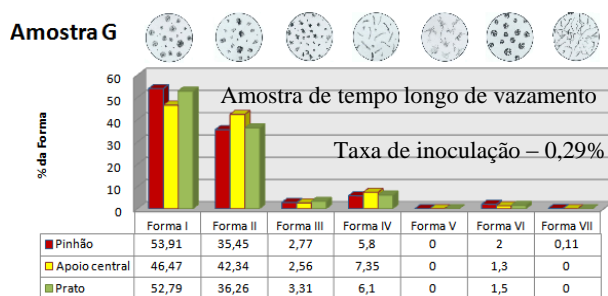


Figura 43 – Nodularidade da amostra G.

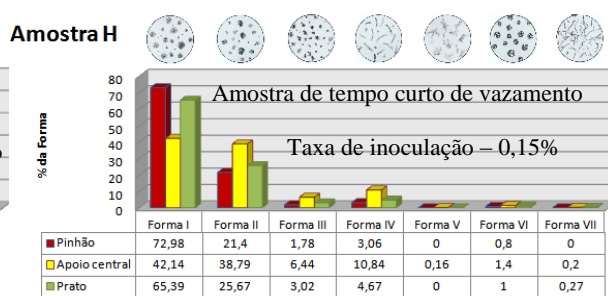


Figura 44 – Nodularidade da amostra H.

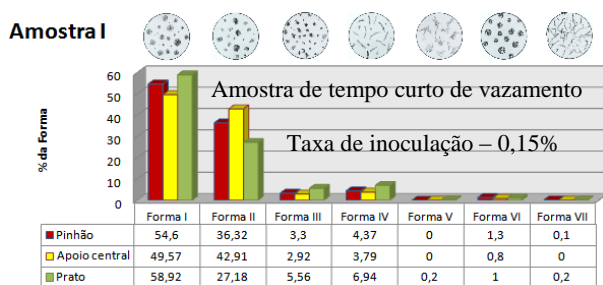


Figura 45 – Nodularidade da amostra I.

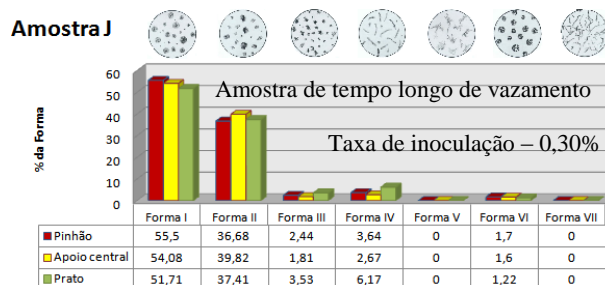


Figura 46 – Nodularidade da amostra J.

6.3 Caracterização mecânica – Dureza

Os valores médios das durezas Brinell obtidos em cada uma das amostras analisadas estão representados nos gráficos da Figura 47, Figura 48 e Figura 49.

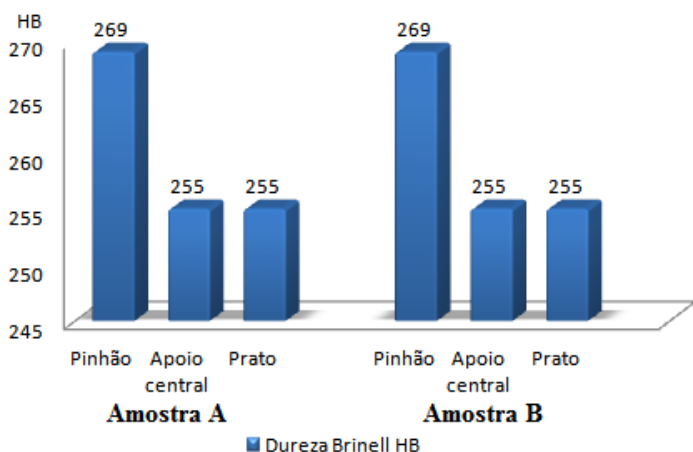


Figura 47 – Distribuição dos valores de dureza nas Amostras A e B.

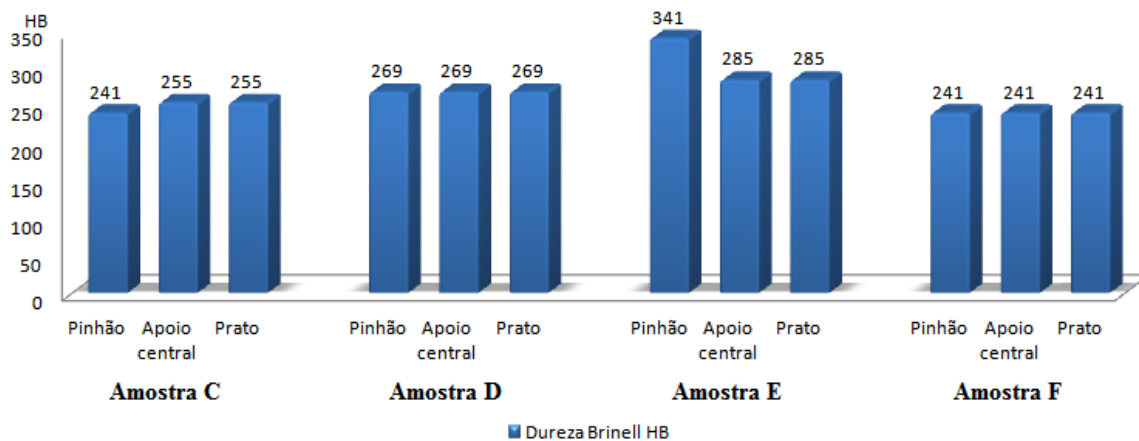


Figura 48 – Distribuição dos valores de dureza nas Amostras C, D, E, F.

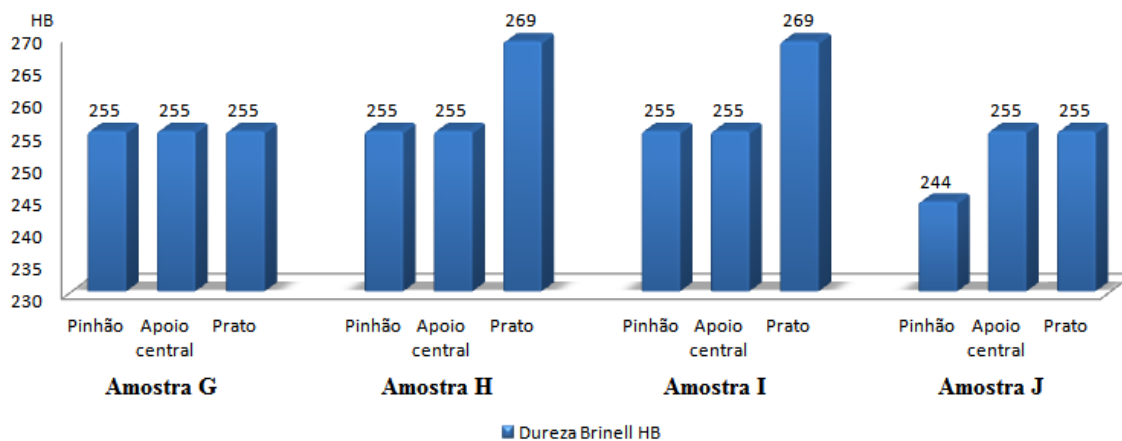


Figura 49 – Distribuição dos valores de dureza nas Amostras G, H, I, J.

6.4 Microscopia Eletrónica de Varrimento

Perante os resultados obtidos na caracterização metalográfica, preparam-se as amostras A, B, D e E. Atente-se que a amostra A e B são as amostras que foram vazadas em posto móvel e que apresentam na zona do pinhão uma percentagem anormal de carbonetos. As amostras D e E são as amostras resultantes do primeiro ensaio que apresentaram na sua microestrutura uma grande percentagem de carbonetos dispersos entre as diversas zonas da AE – 213. Relembra-se que a amostra D é referente à moldação em que foi utilizado o *Tenbloc* e a amostra E é referente à moldação que não levou qualquer tipo de inoculação tardia. Os resultados que se seguem revelam a microestrutura das diferentes amostras e compilam informação sobre a composição química dos carbonetos analisados.

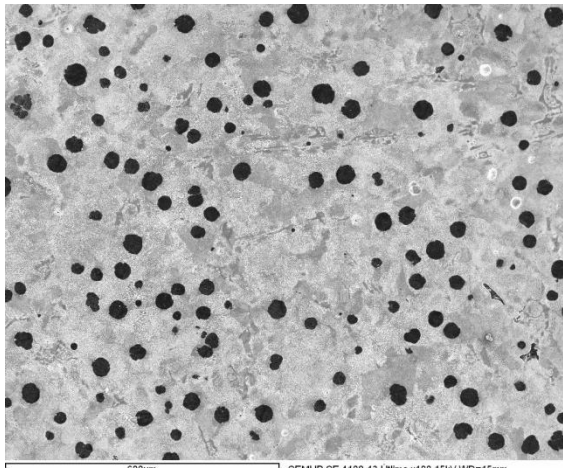


Figura 50 – Microestrutura da amostra A.

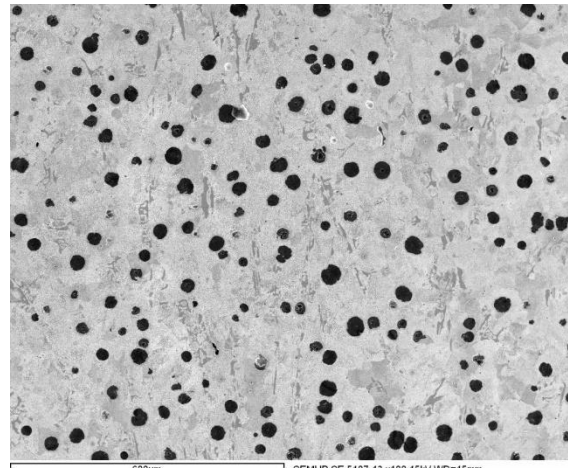


Figura 51 – Microestrutura da amostra B.

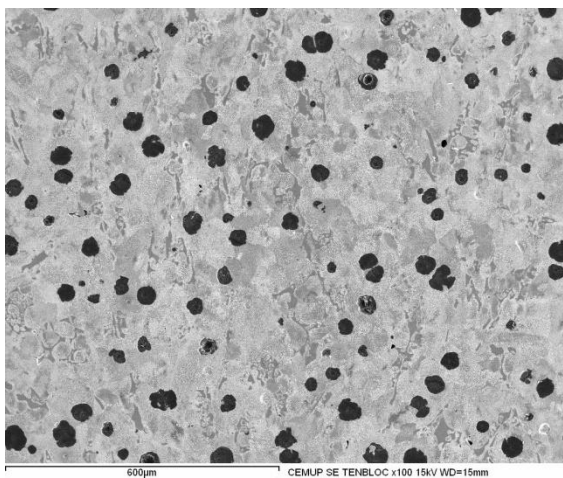


Figura 52 – Microestrutura da amostra D.

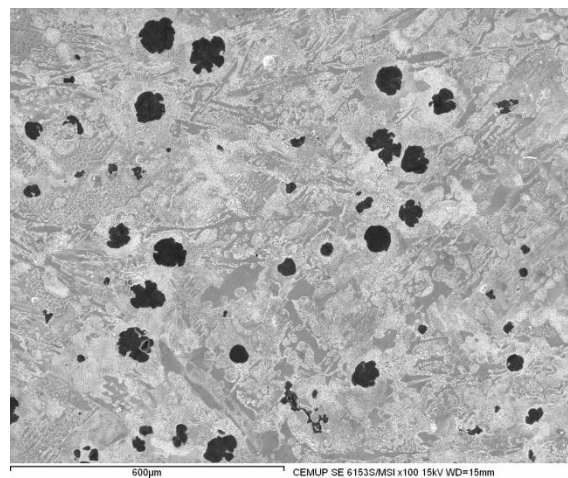


Figura 53 – Microestrutura da amostra E.

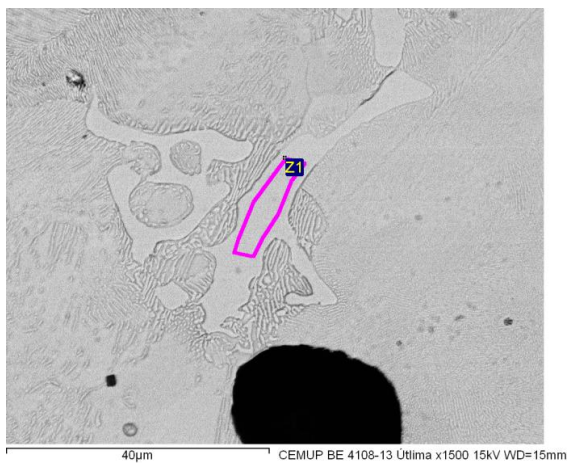
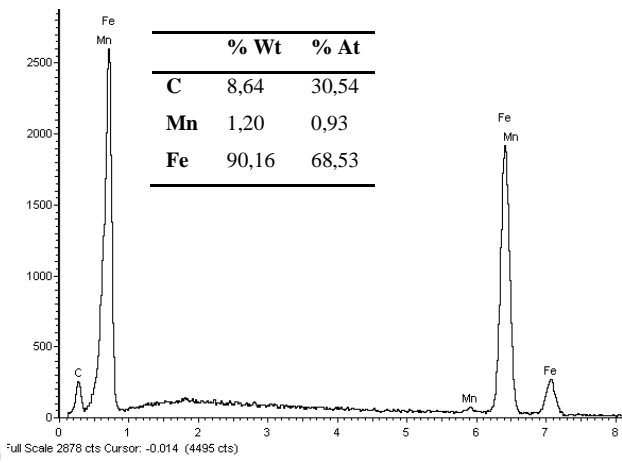


Figura 54 – Análise do carboneto da amostra A.



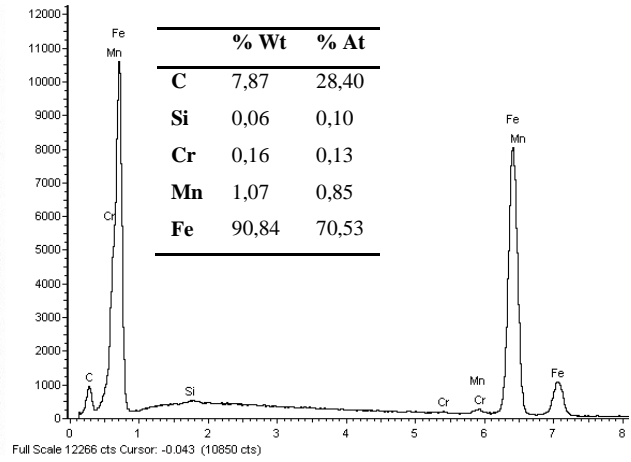


Figura 55 – Análise do carboneto da amostra B.

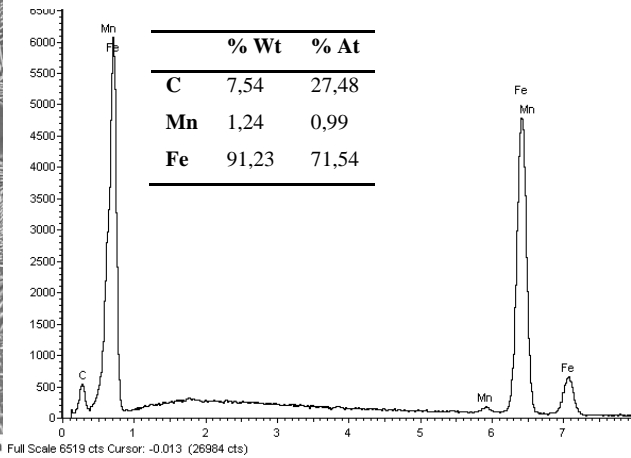
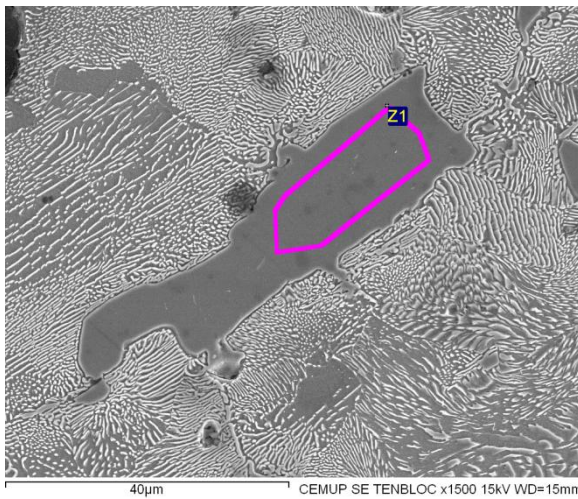


Figura 56 – Análise do carboneto da amostra D (Tenbloc).

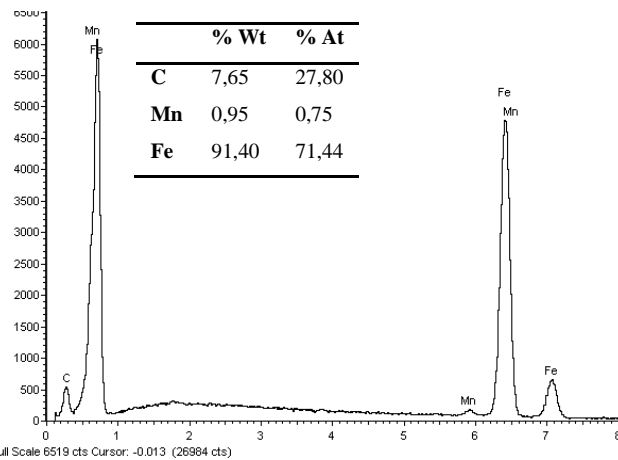
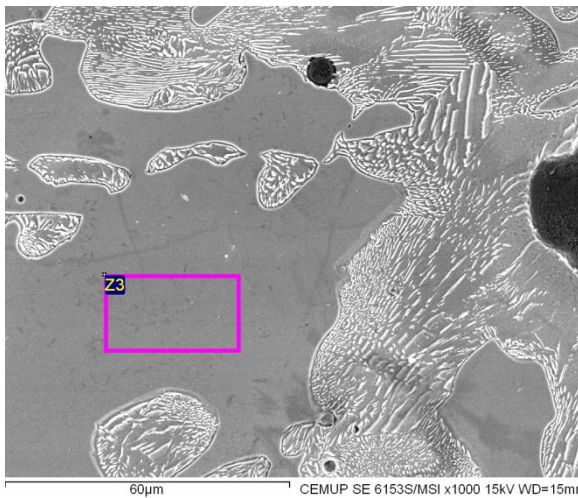


Figura 57 – Análise do carboneto da amostra E (sem inoculação tardia).

7 Discussão dos resultados

7.1 Caracterização química

Constata-se por comparação que os resultados obtidos na análise química das amostras, Tabela XII, estão dentro da gama de composição química alvo da AE – 213, vide Tabela VIII.

O resultado do carbono equivalente de cada uma das amostras permite classificar a AE – 213 como um ferro fundido nodular hipoeutético.

Visto que não existe informação sobre taxa de inoculação das amostras A e B, já que esta é dependente do tempo de vazamento, não é possível correlacionar os respectivos teores de silício podendo apenas constatar-se que a sua composição química respeita a gama de composição química alvo da AE – 213.

A comparação do teor de Silício entre as diferentes amostras provenientes da mesma colher, permite algumas constatações relativamente aos ensaios realizados.

1º ENSAIO:

O aumento do débito de inoculante na terceira moldação provocou um aumento da taxa de inoculação da amostra F (0,23%) comparativamente ao estipulado na gama de fabricação do produto em estudo – Tabela IX. A taxa de inoculação da amostra F contribuiu para o aumento do teor de silício comparativamente às amostras C – D – E cuja taxa de adição de inoculante era respetivamente de 0,17 %, 0,16% e 0%. Verifica-se que a diferença do teor de silício é maior na amostra em que a moldação não levou qualquer tipo de inoculação tardia e na amostra cuja moldação tinha incorporado um bloco de inoculante (amostras E e D respetivamente). Atendendo à taxa de inoculação da amostra C (0,17%) é possível compreender a diferença (0,04% de Si) entre o teor de silício desta amostra com a amostra F cuja taxa de inoculação tardia é superior.

A taxa de inoculação tardia prevista para a amostra *Tenbloc* (amostra D) era de 0,16 % mas atendendo ao teor de silício desta amostra (2,05% de Si) e à composição química do bloco de inoculante, vide Tabela X, onde se constata teores de silício entre 65 e 75 %, verifica-se que o teor de silício é inferior ao esperado. Perante o resultado obtido e atendendo ao que foi dito no capítulo da inoculação é possível supor que o *Tenbloc* não se tenha dissolvido. Este poderá ter flutuado até à superfície da bacia de receção, situação comum perante episódios idênticos em moldações onde se utilizava esta técnica de inoculação.

Contudo e atendendo ao facto de o operador de cabine de vazamento não ter alertado para tal acontecimento podemos supor que o estado oxidado do bloco de inoculante não terá permitido a sua dissolução e conseqüentemente uma correta inoculação da respetiva moldação.

2º ENSAIO:

As amostras, G – J, provenientes de moldações com tempos de vazamento mais longos e conseqüentemente taxas de inoculação superiores, apresentam teores de silício mais elevados comparativamente às amostras, H – I, provenientes de moldações com tempos de vazamento curtos e taxas de inoculação inferiores.

A diferença entre a taxa de inoculação das amostras G – J (0,29 e 0,30% respetivamente) poderá ser aferida pela diferença do tempo de vazamento das respetivas moldações. Conseqüentemente o teor de silício é superior na amostra J (2,14% de Si).

7.2 Caracterização Microestrutural

As microestruturas das amostras em estudo estão representadas no conjunto de imagens da Figura 24 até á Figura 33. É revelada na parte superior a distribuição dos nódulos de grafite na matriz sem ataque nas três zonas que compõe a AE – 213. Na parte inferior é evidenciada a microestrutura perlítica das diferentes zonas das amostras analisadas.

Amostra A

A Figura 24 revela uma densidade de nódulos aparentemente normal nas diferentes zonas da AE – 213. Conseguem-se identificar nódulos perfeitos e irregulares do tipo I e II nas zonas da peça em estudo.

Relativamente às imagens atacadas com Nital é possível observar a presença de carbonetos apenas na zona do pinhão. Estes são facilmente identificáveis dada a sua cor branca e a sua forma angular. Tal como foi referido anteriormente, o relatório interno da empresa indicava a presença de 10 a 15% de carbonetos na zona do pinhão. Na imagem D é possível observar um nódulo de grafite envolvido por ferrite (região a cinzento claro) na matriz perlítica típica da microestrutura conhecida como olho-de-boi. Verifica-se que as imagens D e F carecem de contraste comparativamente a imagem B. No Anexo B será

possível observar com maior detalhe os carbonetos e a perlite fina que constitui a microestrutura desta amostra.

Os resultados obtidos na Figura 34 permitem constatar que a zona do pinhão apresenta uma maior densidade de nódulos comparativamente à zona de apoio central e prato. Este resultado é concordante com os dados da simulação de solidificação e com a informação da bibliografia que afirma que zonas com maior taxa de arrefecimento apresentam maior densidade de nódulos [2].

A Figura 35 revela que somente a zona do pinhão apresenta nódulos de grafite do tipo I superiores aos do tipo II. Os nódulos de grafite das restantes zonas são na sua maioria do tipo II. Contudo a nodularidade da amostra nas diferentes zonas é superior a 80%.

Amostra B

Face aos resultados obtidos na Figura 25, podemos, tal como se constatou na amostra A, observar uma densidade de nódulos aparentemente normal na zona do pinhão, apoio central e prato. As imagens C e E revelam um maior número de nódulos irregulares comparativamente à imagem A.

As imagens B – D – F desta amostra apresentam um bom contraste permitindo observar a matriz perlítica e os nódulos de grafite que a compõem. Tal como na amostra A, somente a zona do pinhão é que apresenta carbonetos que podem ser identificados pela sua forma angular e cor branca. Comparativamente à amostra anterior verifica-se um maior número de carbonetos na zona do pinhão. No anexo B encontra-se a micrografia da zona do pinhão com uma ampliação diferente onde é possível observar os carbonetos e as lamelas de perlite com maior detalhe.

A densidade de nódulos da amostra B é superior na zona do pinhão, tal como acontece na amostra A. A nodularidade da amostra B também é superior a 80 % contudo verifica-se uma percentagem de nódulos irregulares do tipo II superior a nódulos perfeitos do tipo I nas diversas zonas da amostra.

Atendendo às informações e resultados obtidos nas amostras A e B podemos constatar que a presença de carbonetos poderá estar relacionada com uma inoculação insuficiente provocada pela variação não controlada da taxa de inoculação causada pela dessincronização do sistema automático de vazamento (vazamento em posto móvel) ou derivado à presença de

elementos carburígenos que provoquem a precipitação de carbonetos. Só através dos resultados obtidos na microscopia eletrónica de varrimento é que será possível descartar uma destas hipóteses.

O fato da zona do pinhão ser especialmente crítica na precipitação esporádica de carbonetos poderá estar relacionado com as leis de arrefecimento a que esta zona está sujeita, vide Figura 22.

1º ENSAIO:

A amostra de série (amostra C) com uma taxa de inoculação de 0,17% encontra-se isenta de defeitos microestruturais, vide Figura 26. Esta amostra foi vazada a temperaturas mais baixas dado que é proveniente da última moldação deste ensaio, apresentando uma boa densidade de nódulos. Tal como as amostras anteriores, a zona do pinhão apresenta uma densidade de nódulos superior às restantes zonas que constituem a amostra. Dos resultados obtidos do gráfico da nodularidade, Figura 38, verifica-se uma nodularidade superior a 90% destacando-se a zona do pinhão, que além do número elevado de nódulos, apresenta uma nodularidade de 92%, Figura 38.

A amostra *Tenbloc* (amostra D) revela na sua microestrutura uma percentagem considerável de carbonetos. No entanto, esta quantidade é visivelmente inferior à quantidade dos carbonetos da amostra não inoculada, Figura 27. Tal como se aferiu na análise da composição química, poderão ter ocorrido problemas na inoculação visto que a amostra *Tenbloc* apresenta baixos teores de silício, quase idênticos à amostra que não sofreu inoculação (amostra E). Atendendo à taxa de inoculação prevista para a moldação desta amostra (0,16%) era espectável uma microestrutura isenta de carbonetos. A similaridade dos resultados obtidos entre esta amostra e a amostra não inoculada permite especular sobre a génese de formação de carbonetos. Refira-se apenas que a excetuando na zona do pinhão prevalecem os nódulos de grafite do tipo II, Figura 39.

Verifica-se, tal como esperado, que a amostra não inoculada (amostra E) apresenta um elevado teor de carbonetos, sendo que estes são mais predominantes na zona do pinhão, Figura 28. A falta de inoculação conduziu a um sobreaquecimento que atingiu a temperatura de formação de carbonetos. Visto que são metálicos, os carbonetos cresceram muito mais rápido que a grafite, o que explica a baixa densidade nodular da amostra E e o aumento do tamanho médio dos nódulos de grafite. Por sua vez, a nodularidade da amostra não inoculada

tardiamente também foi significativamente afetada. Dos resultados obtidos, a amostra não inoculada tardiamente é a que apresenta piores resultados de nodularidade. Consta-se que nas três zonas que compõem a amostra E os nódulos imperfeitos ou irregulares do tipo II prevalecem e rondam em termos percentuais os 60 %, Figura 40.

A amostra F proveniente da moldação em que foi alterado o débito de pós inoculante para o máximo permitido pelo sistema MSI revela uma microestrutura isenta de defeitos, Figura 29. Tal como vimos na revisão bibliográfica a inoculação também está associada à nodularidade. Tendo em conta a taxa de inoculação de 0,23% da amostra F, são expectáveis os resultados obtidos onde se verificam nas diversas zonas que constituem a amostra o domínio de nódulos de grafite o tipo I. Quer seja na zona do pinhão, apoio central ou prato nodularidade é superior a 90%, Figura 41. Contudo e tendo por comparação os resultados obtidos na amostra C, seria expectável a obtenção de uma densidade de nódulos superiores. O facto de a amostra F ter sido vazada a temperatura mais elevadas (visto ser proveniente da terceira moldação do ensaio) poderá explicar a menor densidade aparente já que à medida que a temperatura diminui a densidade dos nódulos tende em aumentar até que apareçam inclusões de inoculante.

2º ENSAIO

O conjunto de imagens recolhidas referentes ao segundo ensaio apenas permite comprovar que as amostras não apresentam na sua microestrutura qualquer tipo de defeito microestrutural. Atendendo às taxas de inoculação tardias utilizadas nas moldações não era expectável outro tipo de resultado que não uma microestrutura isenta de carbonetos. As 4 amostras apresentam microestruturas perlíticas e revelam predominantemente nódulos perfeitos e irregulares.

Relembrando que a colher deste ensaio sofreu o tratamento de nodularização e pré inoculação de série sendo que as únicas variáveis são a taxa de inoculação e a temperatura de vazamento. Do início ao fim do vazamento das 16 moldações houve uma perda de calor na ordem dos 40°C (1384°C no primeiro vazamento e 1344°C imediatamente antes do último vazamento). A da taxa de inoculação para os vazamento longos, primeiro e ultimo vazamento, é praticamente o dobro da taxa para os vazamentos de tempo curto, segunda e penúltima moldação.

Comparando os resultados obtidos na Figura 42, verifica-se que a amostra G (1ª moldação e tempo de vazamento longo) com uma taxa de inoculação tardia de 0,29% apresenta piores resultados de densidade de nódulos nas diferentes zonas que as amostras I, com uma taxa de 0,15% (15ª moldação e tempo vazamento curto), e J, com uma taxa de 0,30% (16ª moldação e tempo de vazamento longo). Verifica-se que, à exceção da amostra H, a zona do pinhão é a zona de maior densidade nodular. Tal como já foi referido, a lei de arrefecimento da zona do pinhão poderá explicar os resultados obtidos, visto que a densidade nodular é favorecida em zonas de maior arrefecimento. No que diz respeito à nodularidade, as 3 zonas das 4 amostras apresentam uma predominância de nódulos do tipo I. As amostras G e J (com elevadas taxas de inoculação tardia) apresentam uma nodularidade média entre as diferentes zonas de 90 e 91% respetivamente. Por sua vez a nodularidade média das diferentes zonas das amostras H e I (com cerca de metade da taxa de inoculação comparativamente às amostras G e J) revelam uma nodularidade respetiva de 88 e 90%.

Apesar da taxa de inoculação da amostra G, 0,29%, ser consideravelmente superior à taxa de inoculação da amostra I, 0,15%, constata-se que os melhores resultados obtidos em termos de densidade de nódulos e nodularidade pertencem à amostra I. Tal como vimos no primeiro ensaio a diferença de temperatura poderá ser a razão mais viável para os resultados obtidos.

7.3 Caracterização mecânica - Dureza

A Figura 47 revela que a zona de maior dureza nas amostras A e B coincide com a zona que possui carbonetos na sua microestrutura, zona do pinhão. Atendendo à dimensão da esfera utilizada e à quantidade de carbonetos os resultados de dureza obtidos não são elevados, sendo que o valor de 269 HB um valor aceitável para a peça em questão.

A dureza das amostras do primeiro ensaio, Figura 48, revelam que a ausência da inoculação tardia faz aumentar a dureza da peça para valores não aceitáveis. A amostra E apresenta uma extrema dureza na zona do pinhão, 341 HB, e uma elevada dureza nas restantes zonas. Tal como foi abordado anteriormente, a presença de carbonetos faz aumentar a dureza das peças sendo bastante prejudicial devido ao desgaste provocado nas ferramentas de maquinação. O efeito do aumento da inoculação da amostra F permite constatar a diminuição e a homogeneidade da dureza (devido ao aumento da densidade de nódulos de grafite) nas diferentes zonas da amostra comparativamente às amostras D e E.

Os resultados do segundo ensaio, Figura 49, não permitem a mesma relação nítida da diminuição da dureza com as diferentes taxas de inoculação das amostras dada a existência zonas com a mesma dureza e picos dureza anormais na zona do prato das amostras H – I. Contudo é possível constatar que a dureza na zona do pinhão da amostra com maior taxa de inoculação amostra J é inferior às outras amostras em 11 HB. A elevada densidade nodular, 375 nódulos por mm^2 , desta zona permite perceber a obtenção de um valor de dureza mais baixo que as restantes zonas.

7.4 Análise através da Microscopia Eletrónica de Varrimento

As imagens recolhidas por eletrões secundários do microscópio eletrónico de varrimento permitem a comparação da densidade de nódulos bem como da respetiva nodularidade. A amostra não inoculada, amostra E, apresenta uma densidade de nódulos bastante inferior, nódulos de grafite imperfeitos e de tamanho superior às restantes amostras analisadas.

Através da comparação dos espectros da Zona Z1 das diferentes amostras analisadas, podemos afirmar que os carbonetos não apresentam na sua composição uma percentagem de elementos residuais que os interligue à presença destes na carga. Os picos aparentes de manganês nos espectros das amostras são justificados pela semelhança das características físicas do manganês e do ferro – o ferro possui o número atómico 26 e o manganês possui o número atómico 25. A percentagem atómica de ferro e carbono nas Zonas Z1 das diferentes amostras permite estimar que se trate de carbonetos do tipo Fe_3C .

Os resultados obtidos neste ensaio revelaram-se de extrema importância, na medida em que excluíram a presença de teores de elementos residuais como a possível causa de aparecimento de carbonetos nas amostras A e B. A composição química dos carbonetos entre as diferentes amostras é semelhante, permitindo supor que a génese do problema das amostras A e B estará relacionada com a insuficiência da inoculação. Por sua vez, e atendendo aos problemas anteriormente descritos e associados ao vazamento em posto móvel, podemos supor que a técnica de inoculação poderá ter sido prejudicada pela performance do sistema de vazamento em posto móvel. A zona do pinhão tal como vimos anteriormente, é especialmente crítica dado que é a zona que possui um arrefecimento mais elevado comparativamente às outras regiões da AE - 213.

Conclusões

Perante a informação e resultados obtidos nesta dissertação, poder-se-ão tecer as seguintes conclusões:

O aparecimento esporádico de carbonetos das amostras A e B não está associado à concentração de elementos carburígenos, como o crómio, vanádio, molibdénio e manganês que segregam para as últimas frações do banho diminuído o intervalo da temperatura eutética estável e metastável provocando a precipitação de carbonetos.

A causa mais provável do aparecimento de carbonetos nas amostras A e B prender-se-á com o sobreaquecimento eutético primário provocado pelo vazamento em posto móvel que originou variações não controláveis da taxa de inoculação tardia.

A zona do pinhão é especialmente crítica no aparecimento esporádico de carbonetos devido à ligação desta zona a pequenos alimentadores e respiros que ao arrefecerem mais rapidamente provocam leis de arrefecimento maiores na zona do pinhão comparativamente às restantes zonas da AE - 213.

A precipitação de carbonetos na amostra da moldação onde foi utilizado o bloco de inoculante de 150 gramas – Tenbloc – foi provocada pela não dissolução do inoculante.

A ausência de pós inoculação nas moldações da AE – 213 provoca o aparecimento massivo de carbonetos na microestrutura perlítica. Em consequência verifica-se uma diminuição da densidade nodular e da nodularidade da grafite bem como um aumento da dureza.

Temperaturas de vazamento menores indiciam melhores resultados de densidade de nódulos nas diferentes zonas da AE – 213.

Referências Bibliográficas

- [1] <http://www.teksid.com/iron.htm>: Teksid.
- [2] Mullins JD. Ductile iron data for design engineers. Rio Tinto Iron & Titanium Inc. 1990.
- [3] Santos H. Documentos teóricos da disciplina de Materiais Metálicos. Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto: Departamento de Engenharia Metalurgica e de Materiais; 2007.
- [4] A I. A 247 - Standard Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings. 1998.
- [5] Al-Ghonamy A, Ramadan M, Fathy N, Hafez K, El-Wakil A, Rouaiguia A, et al. Effect of Graphite Nodularity on Mechanical Properties of Ductile Iron for Waterworks Fittings and Accessories. Int J Civil Environ Eng. 2010;10:1-5.
- [6] Smith WF. Structure and properties of engineering alloys 1993.
- [7] Callister Jr WD, Soares SMS. Ciência e engenharia de materiais: uma introdução: Livros Técnicos e Científicos; 2008.
- [8] Handbook A. Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys. ASM International. 1990;1:908-29.
- [9] Karsay SI. Ductile iron production practices: American Foundrymen's Society; 1975.
- [10] Handbook A. Casting. ASM International. 1988;15:1406 14.
- [11] Hasse S. Guß-und Gefügefehler: Erkennung, Deutung und Vermeidung von Guß-und Gefügefählern bei der Erzeugung von gegossenen Komponenten: Fachverlag Schiele & Schoen; 2003.
- [12] Ribeiro CS, Malheiros LF. O ferro fundido nodular: das características mecânicas ao processo de fabrico. Fundição. 1995;197.
- [13] Jiyang Z, Jincheng L. Colour Metallography of Cast Iron. SCI. 2009;6:474.

- [14] Skaland T. A new method for chill and shrinkage control in ladle treated ductile iron. Foundry Trade Journal. 2004;178:396-400.
- [15] Skaland T, Elkem A. Ductile iron production--a comparison of alternative treatment methods. Metal Asia. 1999;7:11-5.
- [16] Olsen S, Hartung C. Recovery of magnesium in a ductile iron process. 2003.
- [17] Brown JR. Foseco ferrous foundryman's handbook: Butterworth-Heinemann; 2000.
- [18] Huerta E, Popovski V. A study of hold time, fade effects and microstructure in ductile iron. 2005.
- [19] Olsen SO, Skaland T, Hartung C. Inoculation of Grey and Ductile Iron A Comparison of Nucleation Sites and Some Practical Advises. 2004. p. 891-902.
- [20] Skaland T. Inoculation material improves graphite formation in ductile iron. Modern casting. 2001;91:43-5.
- [21] Skaland T. A New Approach to Ductile Iron Inoculation. Transactions of the American Foundry Society. 2001;109:1-12.
- [22] Goodrich G. Cast iron microstructure anomalies and their causes. 1997. p. 669-83.
- [23] Ecob C. A review of common metallurgical defects in ductile cast iron. 2005.
- [24] Zhou J. Colour metallography of cast iron. China Foundry. 2009;6:57-69.
- [25] Bhavsar R, Hui D, Smith R. Inverse chill in cast iron. Trans Jpn Inst Met. 1987;28:797-807.
- [26] Sillén R. Finding the True Eutectic Point--An essential task for efficient process control of Ductile Iron. Revista de turnatorie. 2008:10-1.

<p>QUICK KAIZEN (SUGESTÕES)</p>		<p>Directão / sector: RETODOS</p> <p>Instalação: POSTO DE INOCULASÃO</p> <p>Pontuação: 10 Pontos de bónus: 0 Manuténção profissional <input type="checkbox"/> Ambiente <input type="checkbox"/></p> <p>Manuténção Autónoma <input type="checkbox"/> Desenvolvimento das Pessoas <input type="checkbox"/></p> <p>Organização dos postos de trabalho <input type="checkbox"/> Logística & Serviço ao cliente <input type="checkbox"/></p> <p>Projectos novos <input type="checkbox"/></p>	<p>EQUIPA: ✓</p> <p>QK n.º: 1</p>
<p>TEMA: ALTERAÇÃO DO BANDE DE INOCULASÃO</p> <p><input type="checkbox"/> Segurança <input checked="" type="checkbox"/> Controlo da Qualidade <input type="checkbox"/> Projectos novos</p>	<p>PLANEAR</p> <p>Descrição detalhada do Problema</p> <p>Durante o transvase do coffee Tardesh Cms ou Fimbr o operador mira o bafete de inoculante a qualquer momento do transvase e todo dia há 2-3 vezes o risco de perdas resultantes (Risco de segurança? Produção? Perda de material?...) devido à inoculação insuficiente</p> <p>Quais são as causas raiz?</p> <ul style="list-style-type: none"> - Confirmação da validade do operador - Afirmação da validade para reduzir o plano de inoculante durante o transvase <p>Definir Objectivos</p> <p>(Eliminação? Redução? Quanto? ...)</p> <ul style="list-style-type: none"> - Garantir a adição programada do inoculante 	<p>FAZER</p> <p>Detalhes da solução proposta</p> <p>Colocar um funil moel que limite o fluxo do inoculante. O funil fica fixo por uma dobradiça dum lado e fechado por uma guarnição.</p> <p>Responsável pela aplicação? Tardesh Cms</p> <p>Quando vai ser implementada? 2018</p> <p>Quanto custa? 300€</p> <p>Vale a pena aplicar? (Sim) Não</p>	<p>AGIR</p> <p>Objectivo foi alcançado? Sim Não</p> <p>Existiu algum problema? Sim Não</p> <p>Benefícios / Custos</p>
<p>Que outras acções são necessárias para alcançar o objectivo?</p> <p>Podem ser aplicadas noutras locais?</p>	<p>Exequente / data da realização</p> <p>Aprovação FI</p> <p>N.º e autor da melhoria:</p> <p>Rui Teixeira (cheg)</p> <p>Data: 03/04/2017</p>	<p>Custos (€)</p> <p>Benefícios (€)</p> <p>Resultados (€)</p>	<p>Benefícios / Custos</p>

00111PR1 ED 02

[Handwritten signature]
36

ANEXO B

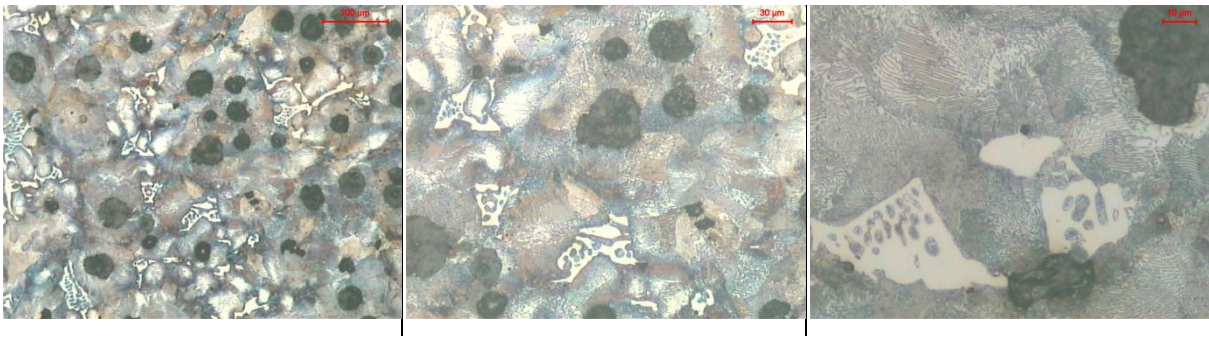


Fig. A – Sequência de imagens da zona do pinhão da amostra A. A branco carbonetos dispersos na matriz perlítica. Lamelas finas de perlite em redor dos carbonetos.

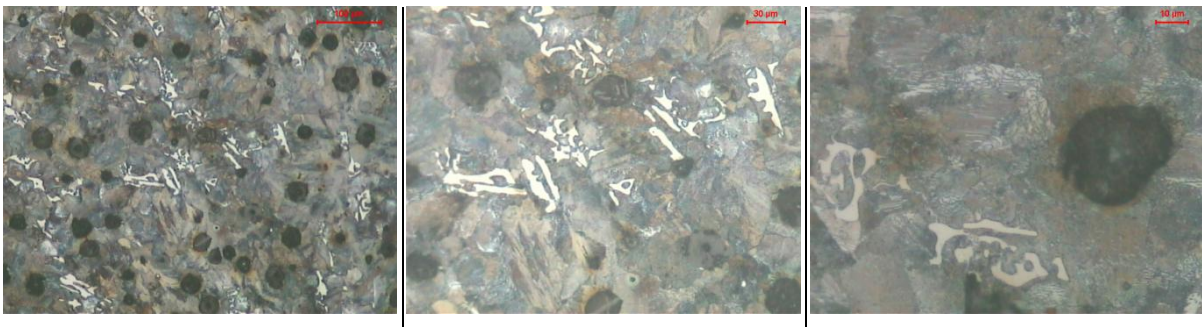


Fig. B – Sequência de imagens da zona do pinhão da amostra B. A branco carbonetos dispersos na matriz perlítica. Lamelas finas de perlite em redor dos carbonetos.