

 M 2020


FEUP FACULDADE DE ENGENHARIA
UNIVERSIDADE DO PORTO

DESENVOLVIMENTO DE UMA LIGA DE FERRO FUNDIDO NODULAR EN-GJS-600-10 PARA CAIXAS DIFERENCIAIS

JOÃO NUNO OLIVEIRA DA ANUNCIAÇÃO
AUTOR DA DISSERTAÇÃO

PROFESSOR DR. CARLOS ALBERTO SILVA RIBEIRO
ORIENTADOR, FEUP

ENGº JOÃO MATOS
ORIENTADOR, FUNFRAP GRUPO TEKSID

Porto, 25 de setembro de 2020

<i>CANDIDATO</i>	João Nuno Oliveira da Anunciação	<i>CÓDIGO</i>	201504551
<i>TÍTULO</i>	Desenvolvimento de uma liga de ferro fundido nodular EN-GJS-600-10 para caixas diferenciais		
<i>DATA</i>	Setembro 2020		
<i>LOCAL</i>	Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto		
<i>JÚRI</i>	<u>Presidente</u>	Luís Filipe Malheiros de Freitas Ferreira	DEMM/FEUP
	<u>Arguente</u>	Rui Jorge de Lemos Neto	DEMec/FEUP
	<u>Orientador</u>	Carlos Alberto Silva Ribeiro	DEMM/FEUP

AGRADECIMENTOS

Ao Professor Doutor Carlos Alberto Silva Ribeiro pela orientação, disponibilidade e dedicação na realização deste trabalho.

À empresa Funfrap pela oportunidade de realizar este estudo nas suas instalações e em particular ao meu orientador de estágio, Engº João Matos, pela confiança, partilha de conhecimentos e perseverança numa época repleta de complicações.

Ao Sr. Mortágua, que sempre me auxiliou em tudo o que fosse necessário para a realização deste trabalho.

Aos meus pais e avós pelo constante apoio e paciência durante todo o meu percurso académico.

À Mariana pelo enorme carinho, apoio, motivação e interesse no meu trabalho.

Ao China, Raul e Egídio, que nunca hesitaram em ajudar.

RESUMO

O estudo do fabrico das novas ligas de ferro fundido nodular ferríticas endurecidas por solução sólida constitui um elevado potencial económico, nomeadamente na exploração de uma combinação inédita de alta ductilidade com alta resistência mecânica, produção de fundidos com secções mais finas e reduções de custos de maquinagem. O grau EN-GJS-600-10 foi o foco deste trabalho, onde a Funfrap reconheceu a importância estratégica de estudar a influência da composição química na sanidade microestrutural e propriedades mecânicas, tendo como objetivo principal a definição de limites de produção para uma caixa diferencial. Ao longo de 6 ensaios, foram realizadas variações dos teores de silício e carbono em gamas de 4,2% a 4,5% e 2,8% a 3,2%, respetivamente. Com este trabalho verificou-se que, nas gamas ensaiadas, todos os parâmetros avaliados cumpriram as especificações mínimas normalizadas. Adicionalmente, verificou-se a combinação inédita de uma extensão após rotura de 23% com uma tensão de rotura à tração de 640 MPa. Finalmente, foram realizadas comparações com referências bibliográficas no tema dos ferros fundidos nodulares endurecidos por solução sólida e estudos da influência de variáveis inerentes ao processo de fabrico. Os resultados obtidos permitem validar a fabricação desta liga em caixas diferenciais no processo industrial da Funfrap, possibilitando uma possível adaptação a outras peças da mesma família.

PALAVRAS-CHAVE

Ferros fundidos nodulares; Endurecimento por solução sólida; Fundição; Microscopia; Ensaio de tração; Dureza.

ABSTRACT

The study of the production of the new solid solution strengthened ferritic ductile iron constitutes a high economic potential, namely in the exploration of an extraordinary combination of high ductility with high mechanical resistance, production of castings with thinner sections and reduction of machining costs. The EN-GJS-600-10 degree was the focus of this work, where Funfrap recognized the strategic importance of studying the influence of chemical composition on microstructural integrity and mechanical properties, with the main objective of defining production limits for a differential box. Over 6 tests, variations in silicon and carbon contents were carried out in ranges from 4,2% to 4,5% and 2,8% to 3,2%, respectively. With this work it was verified that, in the tested ranges, all the evaluated parameters fulfilled the minimum standardized specifications. Additionally, there was an unprecedented combination of elongation of 23% with a tensile strength of 640 MPa. Finally, comparisons were made with references on the theme of solid solution strengthened ferritic ductile iron and the influence of variables inherent to the manufacturing process. The results obtained allowed the validation of the production of this alloy in the Funfrap industrial process, enabling a possible adaptation to other components of the same family.

KEYWORDS

Ductile iron; Solid solution strengthened ferritic ductile iron; Casting; Microscopy; Tensile tests; Hardness.

CONTEÚDOS

Agradecimentos	I
Resumo	II
Palavras-Chave	II
Abstract.....	III
Keywords	III
Conteúdos	IV
Lista de Figuras.....	VI
Lista de Tabelas	VIII
I. Introdução	1
II. Síntese Teórica.....	2
1. Ferros Fundidos Nodulares	2
1.1. Fundamentos.....	2
1.2. Carbono equivalente.....	3
1.3. Composição química típica	4
2. Produção de ferros fundidos nodulares	6
2.1. Constituição da carga.....	6
2.2. Nodularização.....	7
2.3. Inoculação.....	8
3. Ferros fundidos nodulares convencionais	9
4. Ferros fundidos nodulares ferríticos endurecidos por solução sólida.....	9
4.1. Fundamentos.....	10
4.2. Influência do Si	14
4.3. Composição química	17
III. Procedimento Experimental	18
1. Planeamento dos ensaios.....	18
2. Metodologia experimental	20
2.1. Caixa diferencial	20

2.2. Constituição das cargas	21
2.3. Tratamentos dos banhos metálicos	21
2.4. Amostragem.....	22
2.5. Ensaio de dureza	26
2.6. Ensaio de tração.....	27
2.7. Análise microestrutural	27
IV. Apresentação e Discussão de Resultados	31
1. Microestrutura	31
1.1. Grafite	32
1.2. Matriz metálica.....	40
2. Propriedades mecânicas.....	42
2.1. Ensaio de tração.....	43
2.2. Dureza	51
3. Influência das variáveis do processo.....	53
3.1. Tração	53
3.2. Microestrutura	55
3.3. Dureza	56
V. Conclusões	57
VI. Sugestões para trabalhos futuros	59
Referências Bibliográficas.....	I
Anexo A	V
Anexo B	VI
Anexo C	VII
Anexo D.....	VIII
Anexo E	IX
Anexo F	XIII
Anexo G.....	XV

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Teores de C e Si típicos para produção de ferro fundido nodular [9, 10].	4
Figura 2 - Comparação entre $R_{p0,2}/R_m$ de ferros fundidos nodulares convencionais (a) e FNESS (b) [23].	12
Figura 3 - Comparação entre $R_{p0,2}/R_m$ de ferros fundidos nodulares convencionais (EN-GJS-500-7) e FNESS (EN-GJS-500-10) [23, 39].	12
Figura 4 - Variação da dureza em função da espessura de secção de FNESS (3,72 Si e 3,27 Si) e ferros fundidos nodulares convencionais (EN-GJS-400-15 e EN-GJS-500-7) [33].	13
Figura 5 - Relação entre HBW e $R_{p0,2}$ e R_m entre ferros fundidos nodulares convencionais (a) e FNESS (b) [23].	14
Figura 6 - Variação do R_m e $R_{p0,2}$ em função do teor de Si (setas indicam teor de Si de 4,3%). Os valores do R_m e $R_{p0,2}$ são apresentados em psi [34].	15
Figura 7 - Variação de R_m , $R_{p0,2}$ e HBW em função do teor de Si [35].	15
Figura 8 - Variação da extensão após rotura (A) em função do teor de Si [35].	16
Figura 9 - Modelo CAD da peça utilizada neste estudo: a) Perspetiva ortogonal; b) Vista lateral.	20
Figura 10 - Dimensões (em mm) da secção de maquinagem do provete de tração.	23
Figura 11 - Secção das peças onde foram maquinados os provetes de tração.	24
Figura 12 - Esquema dos provetes para ensaios de tração de acordo com NP EN 1563:2019 [23] e dimensões específicas (em mm) dos provetes maquinados neste estudo.	24
Figura 13 - Amostragem do perfil vertical de cada peça e variação de espessuras máxima e mínima em mm.	25
Figura 14 - Seccionamento do perfil vertical.	25
Figura 15 - Plano de indentações nas secções “U”, “M” e “L”.	27
Figura 16 - Locais de análise microestrutural da grafite e matriz metálica ao longo do perfil vertical.	28
Figura 17 - Método de identificação do fator de forma de partículas de grafite, segundo ISO/TR 945-2:2011 [52].	29
Figura 18 - Processamento de imagem LAS em código de cores para identificação do formato da grafite VI, V e III - azul, amarelo e verde, respetivamente.	30

Figura 19 - Processo de identificação da quantidade de perlite e ferrite na microestrutura: (a) identificação manual das colónias de perlite inicialmente identificadas como grafite com código de cor azul; (b) identificação automática da área ocupada por ferrite com código de cor verde.	31
Figura 20 - Microestrutura referente ao ensaio HiCE: modelo de menor dureza da última moldação, posição 5 da secção “L” - 98,5% nodularidade.	33
Figura 21 - Microestrutura referente ao ensaio LwCE: modelo de maior dureza da última moldação, posição 4 da secção “M” - 89,5% nodularidade.	33
Figura 22 - Evolução da Nodularidade (%) com o aumento do teor de carbono (%).	34
Figura 23 - Evolução da nodularidade (%) com o aumento do teor de Mg (%).	34
Figura 24 - Variação da quantidade de grafite do tipo III com a secção da peça.	35
Figura 25 - Exemplo de Grafite explodida em microestrutura do ensaio HiCE, secção “M”.	35
Figura 26 - Evolução da extensão após rotura (A) em função do CE (%).	36
Figura 27 - Variação da dispersão do tamanho de nódulos em função do Carbono Equivalente (CE).	37
Figura 28 - Microestrutura referente ao ensaio LwCE: modelo de maior dureza da última moldação, posição 5 da secção “U”;	38
Figura 29 - Microestrutura referente ao ensaio HiCE: modelo de menor dureza da última moldação, posição 5 da secção “M”;	38
Figura 30 - Microestrutura referente ao ensaio HiCE: modelo de menor dureza da última moldação, posição 4 da secção “L” - 444 nódulos/mm ²	39
Figura 31 - Microestrutura referente ao ensaio AvCE: modelo de maior dureza da última moldação, posição 1 da secção “U” - 200 nódulos/mm ²	39
Figura 32 - Variação do número de nódulos/mm ² em função do Carbono Equivalente (CE).	40
Figura 33 - Microestrutura referente ao ensaio HiSi: modelo de maior dureza da primeira moldação, posição 2 da secção “U” - 8,2% Perlite.	41
Figura 34 - Microestrutura referente ao ensaio HiCE: modelo de maior dureza da última moldação, posição 1 da secção “U” - 0% Perlite.	41
Figura 35 - Resultados obtidos para o Rm, Rp _{0,2} e A e os respetivos limites mínimos normativos segundo NP EN 1563:2019 [23].	44

Figura 36 - Variação do Rm com o aumento do teor de Si (%).	45
Figura 37 - Variação do Rp _{0,2} com o aumento do teor de Si.	46
Figura 38 - Variação do A com o aumento do teor de Si.....	46
Figura 39 - Evolução do Rm e Rp _{0,2} (MPa) em função do teor de Si (%) para os ensaios do corrente estudo e referências (Ref) [18, 33, 35].	47
Figura 40 - Evolução do A (%) em função do teor de Si (%) para os ensaios do corrente estudo e referências (Ref) [18, 33, 35].	48
Figura 41 - Relação Rp _{0,2} /Rm entre classes EN-GJS-600-3 (a) e EN-GJS-600-10 (b).	50
Figura 42 - Variação da extensão após rotura (%) entre as classes EN-GJS-600-3 (a) e EN-GJS-600-10 (b).	50
Figura 43 - Evolução da média de durezas para cada ensaio dos nove pontos de amostragem.	51
Figura 44 - Evolução das médias das durezas com o teor de Si.....	52
Figura 45 - Comparação dos valores do Rm, Rp _{0,2} e A entre a primeira e última moldação dos ensaios HiCE, AvSi, LwSi e HiSi.	53
Figura 46 - Variação da extensão após rotura (%) com a temperatura registada no início de vazamento.....	55

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Valores de referência para as propriedades mecânicas à tração dureza Brinell de grau FNESS [23]. (n.e.: não especificado).	11
Tabela 2 - Composição química dos ensaios realizados neste estudo, orientados por ordem crescente de Carbono Equivalente.	20
Tabela 3 - Leitões de fusão de cada ensaio, em %.	21
Tabela 4 - Composições químicas das ligas utilizadas nos processos de Inoculação e Nodularização.....	22
Tabela 5 - Tabela de conversão de fatores de forma em classe de grafite VI, V e III.....	29
Tabela 6 - Propriedades das microestruturas dos ensaios (R: nodularidade; L _x : tamanho de nódulos; N _F : número de nódulos por mm ²)	32
Tabela 7 - Desvios-padrão (DP _L) e tamanho dos nódulos de grafite (TM _G) em μm.....	37
Tabela 8 - Propriedades mecânicas Rm, Rp _{0,2} , A e HBW para cada ensaio.	43

I. INTRODUÇÃO

De acordo com os dados publicados em 2019 na revista *Census of World Casting Production*, a produção de ferro fundido nodular atingiu as 28 milhões de toneladas/ano, constituindo uma proporção de aproximadamente 25% da produção anual de fundidos. Segundo a mesma fonte, em Portugal 48% da produção de fundidos é destinada ao ferro fundido nodular sendo o ferro fundido lamelar o segundo mais produzido [1].

Tendo em conta a sua importância, estas ligas são continuamente melhoradas para aumentar o seu potencial de comercialização, sendo exigidas reduções de peso de componentes e otimização de custos de produção. A inovação que constitui os novos ferros fundidos nodulares endurecidos por solução sólida apresenta benefícios face aos graus convencionais de ferro fundido nodular, devido à melhoria da maquinaria, à combinação única de resistência mecânica intermédia com alta ductilidade e um custo de produção inferior.

É estimado que, nos próximos anos, 20% da produção anual de ferro fundido nodular perlítico seja convertido em ferro fundido nodular endurecido por solução sólida. Em indústrias competitivas, como é o caso da indústria automóvel, é esperada uma transição total dos graus perlíticos EN-GJS-500-7 e EN-GJS-600-3 para os graus da nova geração de ferros fundidos nodulares, especialmente o EN-GJS-600-10 [2].

Esta dissertação foi realizada em cooperação com a empresa Funfrap, do grupo Teksid, para o desenvolvimento e industrialização do grau EN-GJS-600-10, a ser utilizado em caixas diferenciais. Assim sendo, este estudo assenta na investigação dos limites de produção desta nova liga no cenário industrial da empresa, fundamentalmente no ajuste da composição química. Através do fornecimento de informações importantes acerca da produção desta liga, o corrente estudo proporciona à Funfrap uma vantagem competitiva na eventual transição para o mercado de ferro fundido nodular.

O principal objetivo deste trabalho foi o estudo da viabilidade de produção da liga EN-GJS-600-10 no cumprimento das propriedades mecânicas mínimas normalizadas e a manutenção da sanidade microestrutural das caixas diferenciais. Os objetivos secundários abrangem a análise da influência das variáveis do processo e a validação de pressupostos teóricos.

Foi variado o teor de silício entre 4,2% a 4,5% e o teor de carbono entre 2,8% a 3,2%, ao longo de 6 ensaios.

Esta dissertação apresenta um capítulo de revisão bibliográfica onde são expostos os fundamentos para a produção de ferro fundido nodular, bem como uma revisão do

conhecimento acadêmico público dos ferros fundidos nodulares endurecidos por solução sólida. É também apresentada uma descrição detalhada do planeamento de ensaios e dos métodos utilizados no escopo do estudo.

Para demonstração de resultados foi realizada uma análise da grafite e matriz metálica de 576 microestruturas, análise de 216 durezas ao longo do perfil de 24 peças e a análise das propriedades mecânicas de um total de 19 ensaios de tração.

II. SÍNTESE TEÓRICA

1. Ferros Fundidos Nodulares

1.1. Fundamentos

Os ferros fundidos nodulares são ligas Fe-C caracterizadas por apresentarem uma microestrutura *as-cast*, onde o carbono precipita sob a forma de nódulos de grafite numa matriz metálica, desde totalmente ferrítica a totalmente perlítica.

A solidificação eutética estável é dependente das condições termodinâmicas do banho metálico, ditadas pela composição química e pela eficiência dos tratamentos de inoculação, e das condições cinéticas, impostas pela velocidade de arrefecimento. Usualmente, banhos metálicos com baixo potencial de grafitização e velocidades rápidas de arrefecimento promovem a formação indesejada de cementite eutética, enquanto que banhos metálicos devidamente tratados ou velocidades de arrefecimento lentas, promovem a formação de grafite [3, 4].

A extensão da esferoidização da grafite é definida pela *nodularidade* que, conforme a EN ISO 945:1:2019 [5], é dada pela proporção de grafite de formato V e VI. A nodularização da grafite é possível através da adição de elementos como o Mg, que reagem com os elementos S e O, promovendo o crescimento da grafite pelo plano basal [4].

Este formato da grafite, característico dos ferros fundidos nodulares, garante uma maior ductilidade e resistência mecânica, face aos ferros fundidos lamelares, através da inibição da propagação de fraturas e a eliminação de pontos de concentração de tensões residuais [6, 7].

As condições cinéticas do arrefecimento na reação eutectóide, a composição química do banho metálico, bem como a densidade de nódulos definem a matriz metálica. A combinação de velocidades de arrefecimento lentas e a presença de elementos que promovem a difusão do carbono na austenite resulta em matrizes metálicas maioritariamente ferríticas. Inversamente, velocidades de arrefecimento rápidas, e a

presença de elementos que restringem a difusão de carbono, promovem matrizes metálicas perlíticas [3, 4].

Assumindo uma forma e distribuição homogênea dos nódulos de grafite, a diferença das propriedades mecânicas, entre os diferentes graus de ferro fundido nodular é maioritariamente influenciada pela matriz metálica e a presença de defeitos microestruturais [8]. Um aumento da proporção de perlite na microestrutura resulta num aumento da resistência mecânica e uma redução da ductilidade. Contrariamente, uma estrutura maioritariamente ferrítica resultará em ligas com baixa resistência mecânica e alta ductilidade.

1.2. Carbono equivalente

Para os ferros fundidos nodulares é estabelecida a relação de carbono equivalente (CE), que considera o efeito da presença do silício no diagrama de equilíbrio Fe-C. Tipicamente, é apenas considerado o impacto do silício para cálculo do CE, tal como descrito na Equação 1, no entanto, existem outras variações desta equação em que elementos como o Fósforo e o Manganês são contabilizados.

$$CE (\%) = C (\%) + 1/3 Si (\%) \quad (1)$$

Se o CE de um ferro fundido for de aproximadamente 4,3% este é considerado eutético. Caso o CE seja superior a 4,3% este é denominado de hipereutético e, finalmente, se o CE for inferior a 4,3%, o ferro fundido é hipoeutético. A gama de carbono equivalente recomendada para produção de ferro fundido nodular, segundo Henderson, é apresentada na Figura 1 [9].

A formação de grafite primária, típica de um banho metálico hipereutético, pode aumentar a probabilidade de aparecimento de grafite com formatos degenerados, incluindo grafite explodida, agrupamentos de grafite e flutuação de grafite [10]. Cumulativamente, a expansão da grafite para inibição da contração da fase metálica ocorre no momento errado durante a formação de grafite primária, o que pode originar defeitos como microrechupes e porosidades [11, 12]. Por este motivo, a composição do banho metálico deve ser o mais eutética possível para minimizar estes riscos, tendo em conta um processo otimizado com tratamentos de banho metálico de inoculação eficientes na promoção de núcleos de grafite [13, 14].

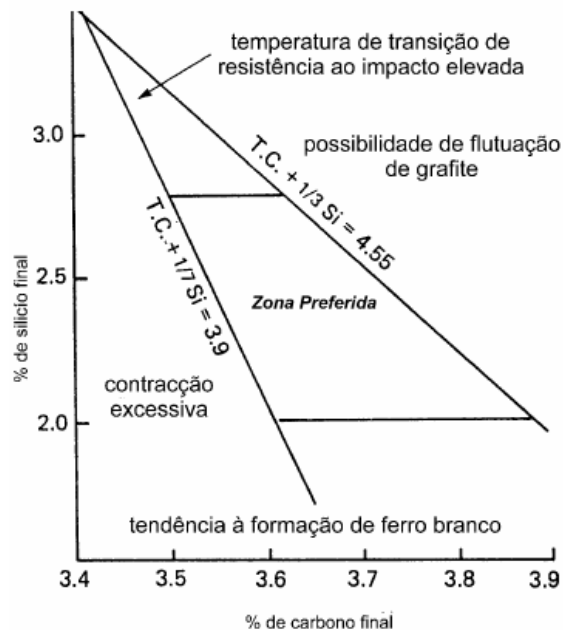


Figura 1 - Teores de C e Si típicos para produção de ferro fundido nodular [9, 10].

De salientar que o gráfico da Figura 1 não é facilmente adaptável às ligas de estudo desta dissertação, dado que o teor de Si não é compatível com a gama apresentada. Adicionalmente, para obtenção de uma composição eutética com um teor elevado de Si superior a 4,3% é necessária a promoção de teores de C inferiores a 3,0%, o que não é recomendado tendo em conta o gráfico anterior. Teores de C demasiado baixos podem provocar falhas na expansão da grafite o que pode implicar défices volúmicos e microrechupes [13, 15]. Por este motivo, a definição do carbono equivalente ideal é um procedimento exigente, mas necessário para garantir sanidade microestrutural e as propriedades mecânicas mínimas normalizadas.

1.3. Composição química típica

A composição química do banho metálico desempenha um papel importante na definição das condições de solidificação e, conseqüentemente, a microestrutura à temperatura ambiente. Esta provém da constituição de carga dos fornos na fusão, sendo que certos elementos presentes na composição química têm um impacto direto nas reações eutética e eutectóide.

Elementos grafitizantes como o Si, Ni e Cu aumentam o potencial de nucleação da grafite no banho metálico e a solidificação eutética estável. O Si é utilizado nos ferros fundidos nodulares como o principal elemento para a promoção de uma reação eutética estável nos tratamentos de inoculação, porque aumenta a atividade do carbono que, do ponto de vista termodinâmico, promove a precipitação da grafite [16].

A formação de carbonetos pode ser, desta forma, minimizada com uma inoculação eficiente. A minimização do teor de elementos como o B, Mo e Cu a um teor inferior a 1,0% é importante, considerando a inibição da formação de carbonetos intercelulares. Elementos como o Cr, V e Mn a teores superiores a 0,08%, 0,04% e 0,60%, respetivamente, são particularmente prejudiciais nos ferros fundidos nodulares [16].

O Ni, Cu, Mn, Sn, As e Sb são elementos que promovem a formação de perlite. Estes elementos entram no banho metálico através de materiais de carga impuros ou são propositadamente adicionados, como o cobre, para promoção de matrizes totalmente perlíticas [9].

O cobre pode ser adicionado até um teor máximo de 2%, a partir do qual é expectável a formação de precipitados nas fronteiras de grão que influenciam negativamente as propriedades mecânicas [10]. O seu efeito promotor de perlite provém do facto de diminuir a temperatura de transformação eutectóide através da estabilização da austenite. Este elemento tende a concentrar-se em redor dos nódulos de grafite, criando uma barreira física para a difusão do carbono e inibindo o processo de grafitização [10, 17].

O manganês é um elemento promotor de perlite presente em teores entre 0,4% e 0,7% para ferros fundidos nodulares perlíticos, e em teores inferiores a 0,2% para produção de ferros fundidos nodulares ferríticos. Contudo, este elemento possui uma grande propensão para formação de carbonetos intercelulares estáveis que afetam negativamente as propriedades mecânicas [10].

O silício é um potente promotor de ferrite por incrementar a temperatura de transformação eutectóide. Por este motivo, este elemento tem um impacto significativo no decréscimo da resistência mecânica e no aumento da ductilidade. A partir de teores de silício de 2,7% é expectável a formação de uma matriz maioritariamente ferrítica [10, 15]. Adicionalmente, este elemento provoca um endurecimento por solução sólida da ferrite que resulta num incremento da resistência mecânica e um decréscimo da ductilidade [18]. Este é o fundamento para as ligas de ferros fundidos nodulares ferríticos endurecidos por solução sólida, que serão abordados em detalhe neste estudo.

Dependendo do teor de enxofre, o teor de Mg residual para garantia de esferoidização da grafite deve situar-se entre 0,02% e 0,05%. Teores de Mg residual demasiado baixos podem resultar em grafite vermicular, enquanto que um excesso deste pode resultar em carbonetos intercelulares e defeitos microestruturais como grafite explodida e microrechupes. A quantidade de Mg residual varia com a velocidade de solidificação, pelo que secções finas requerem menos Mg residual que secções mais maciças [10].

2. Produção de ferros fundidos nodulares

A produção de um ferro fundido nodular é muito semelhante à produção de ferros fundidos lamelares, excetuando uma etapa previamente à inoculação, denominada de nodularização.

A qualidade dos banhos metálicos de ferros fundidos nodulares é usualmente avaliada em função da capacidade de grafitização, que advém da escolha da composição química e dos tratamentos de inoculação, e da nodularidade da grafite obtida através de tratamentos de nodularização. Este capítulo apresenta sumariamente estas etapas, com o intuito de fundamentar os procedimentos experimentais deste estudo.

2.1. Constituição da carga

A constituição de carga, incluindo o historial de vazamento e a preparação do banho metálico, previamente ao vazamento, têm efeitos importantes na estrutura final e nas propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares [19].

A carga metálica é essencialmente constituída por sucata de aço, lingote e retornos, e adições de ligas FeSi, carboneto de silício e grafite para ajuste de composição. A utilização de retornos é limitada a ferros fundidos nodulares, devido ao controlo do teor de enxofre e silício [20].

Um elevado potencial de grafitização é garantido adicionando elevadas quantidades de lingote, SiC e retornos de ferro fundido nodular na elaboração do banho metálico, enquanto que o inverso é obtido com elevadas proporções de sucata de aço [21].

A fusão destes materiais é normalmente realizada a temperaturas entre 1350°C e 1450°C em fornos de indução, por exemplo [22]. Temperaturas elevadas e longos tempos de manutenção do banho metálico, previamente ao vazamento, incrementam o risco de redução do potencial de germinação e promovem uma solidificação eutética metaestável [21]. Todas estas variáveis foram controladas e otimizadas no âmbito deste estudo, sendo apresentadas em maior detalhe no capítulo do procedimento experimental.

2.2. Nodularização

Segundo a norma NP EN 1563:2019, um tratamento de esferoidização da grafite, ou nodularização, é uma operação que coloca o banho metálico em contacto com uma substância que promove a produção de grafite na forma predominantemente nodular, durante a solidificação [23]. A precipitação do carbono na forma de nódulos de grafite é resultado da ação de certos elementos, como o magnésio, cálcio, ítrio ou cério, que neutralizam o efeito do enxofre e do oxigénio na nodularização, através de reações de dessulfuração e oxidação [4].

O teor de Mg residual, correspondente à quantidade de Mg excedente das reações com o O e S, deve ser controlado para garantir um tratamento eficiente do banho metálico [13]. Segundo Lerner [24], este teor depende de diversos fatores, como o método de tratamento, quantidade de enxofre, temperatura do banho metálico, tipo e granulometria da liga de nodularização, quantidade de metal tratado e velocidade de vazamento.

Devido à alta tensão de vapor do Mg, após o tratamento de nodularização é expectável um desvanecimento por efeito térmico do teor de Mg residual ao longo do tempo. Este conceito implica a definição de um tempo limite entre a realização do tratamento de nodularização e o fim do vazamento para garantir que o Mg residual, presente no banho metálico, seja suficiente para garantir a esferoidização da grafite. Este conceito influencia a quantidade de Mg a adicionar ao banho metálico para compensar qualquer perda por desvanecimento [25, 26].

O método *Tundish-Cover* foi utilizado no âmbito deste estudo nos tratamentos de nodularização. Este consiste na introdução de uma liga FeSi de baixo Mg (entre 4 e 6%) e uma “pincha” de aço num compartimento no fundo da colher de tratamento, através de um orifício localizado no topo, tal como sugerem os apontamentos e) e a) da ilustração do Anexo C - 1.

Através da adição de uma cobertura de “pincha” de aço é criada uma barreira física entre a liga de nodularização e o metal líquido possibilitando uma maior eficiência de utilização da liga de nodularização, maior recuperação de Mg e uma redução de chamas provenientes da reação violenta entre o Mg e o metal líquido [19].

Adicionalmente, para além de garantir uma introdução constante de metal líquido, este método permite um menor teor de oxigénio no interior da colher ficando este rapidamente saturado em MgO, uma redução da libertação de gases durante o tratamento e uma menor perda de temperatura durante a reação [15, 19]. Por estes motivos, o método *Tundish-Cover* garante uma recuperação de magnésio entre 60% e 80% tornando-se, em muitos casos, o método de eleição para o processo de nodularização [27].

2.3. Inoculação

A inoculação consiste na adição tão tardia quanto possível, de uma pequena quantidade de um produto ativo no banho, normalmente à base de grafite ou FeSi, que ao dissolver promove a formação de gérmens heterogêneos, necessários à precipitação da grafite.

A inoculação também promove a adição de substâncias ativas, tal como o Al, Ca, Sr, Ba e Zr, através das ligas portadoras FeSi. Segundo Skaland [28], estes elementos depositam-se em inclusões MgS ou CaS, provenientes de tratamentos de nodularização, formando uma interface semi-coerente de baixa energia onde o C facilmente se deposita [4, 13, 22].

Adicionalmente, com o aumento da eficácia do processo de inoculação é garantido um aumento da densidade de nódulos de grafite. Este influencia as propriedades mecânicas, verificando-se a diminuição de variações de dureza através da promoção da formação de ferrite resultando num aumento da extensão após rotura (A) e aptidão à maquinagem, [29, 30].

Para a etapa de inoculação do banho metálico de ferro fundido nodular podem ser realizadas duas etapas que consistem numa pré-inoculação e uma pós-inoculação. Embora seja viável a realização de apenas uma das etapas, este método permite a intensificação do efeito de inoculação e é utilizado para contrariar o desvanecimento do tratamento [13]. Este método em duas etapas foi utilizado no âmbito dos ensaios deste estudo e será abordado neste capítulo.

A etapa de pré-inoculação é realizada numa fase consecutiva ao tratamento de nodularização aquando da transferência da colher *Tundish-Cover* para a colher de vazamento, destinando-se à promoção de locais de germinação da grafite e contribui para contrariar o efeito do Mg na formação de carbonetos, adicionado na etapa antecedente.

A pós-inoculação *in-stream* ou MSI (*Metal Stream Inoculation*) é uma etapa realizada durante o vazamento. Este processo é normalmente dotado de um equipamento de injeção automático que debita uma quantidade predefinida de inoculante de forma homogênea [22]. Esta etapa é comum na fabricação peças de secção fina, dado que incrementa consideravelmente a densidade de nódulos, contrariando a formação de perlite [13].

Em ambas as etapas, a germinação das fases não metálicas é dependente de uma homogeneidade na dispersão do inoculante pelo banho, proporcionando campos de elevada atividade de carbono e uma grande quantidade de gérmens, aumentando, desta forma, a probabilidade de se formarem núcleos significativos de grafite.

No Anexo C - 2 é apresentada uma figura dum esquema de um equipamento de pós-inoculação *in-stream*, muito semelhante ao utilizado neste estudo.

3. Ferros fundidos nodulares convencionais

Os graus de ferro fundido nodular de matriz perlítica a ferrítica, a partir de agora denominados como ferros fundidos nodulares convencionais, apresentam nove classes distintas que variam entre totalmente perlíticos e totalmente ferríticos. Tal como mencionado anteriormente, maiores resistências mecânicas (ex. EN-GJS-600-3) são obtidas com matrizes maioritariamente perlíticas enquanto que maior ductilidade (ex. EN-GJS-450-10) é obtida com matrizes maioritariamente ferríticas. A alteração da proporção de cada fase na matriz metálica destes ferros fundidos nodulares convencionais é obtida através da regulação de elementos promotores de perlite (Cu, Mn ou Sn).

A classificação das ligas de ferros fundidos nodulares convencionais normalizadas e os respetivos requisitos mecânicos encontram-se especificados no Anexo A - 1. A mesma norma NP EN 1563:2019 especifica uma nodularidade mínima de 80% para que sejam cumpridos os requisitos mecânicos mínimos expectáveis para as classes normalizadas de ferro fundido nodular, bem como um limite máximo de cementite livre de 1% [23].

A principal limitação dos ferros fundidos nodulares convencionais é a combinação das duas fases de perlite e/ou ferrite, que apenas permite a obtenção de alta resistência mecânica e baixa ductilidade, baixa resistência mecânica e alta ductilidade, ou um intermédio nem sempre desejável. A combinação de alta resistência mecânica e alta ductilidade requer uma meticulosa e complexa adição de vários elementos de liga, estando esta limitada pelos aumentos de custos associados à sua produção.

Adicionalmente, estas ligas são bastante sensíveis a variações de espessuras nos fundidos, o que provoca uma variação significativa da quantidade de perlite/ferrite [31]. Este fator complica o cumprimento de propriedades mecânicas mínimas em fundidos de geometria complexa, restringindo as possibilidades de comercialização. A inconsistência da matriz metálica resulta em variações grandes de dureza que influenciam negativamente os custos de maquinagem.

4. Ferros fundidos nodulares ferríticos endurecidos por solução sólida

Os ferros fundidos nodulares ferríticos endurecidos por solução sólida, a partir de agora denominados como FNESS, constituem uma alternativa aos ferros fundidos nodulares convencionais através de uma combinação invulgar de resistência mecânica intermédia com alta ductilidade. Três graus foram normalizados em 2011 na norma DIN EN 1563:2011, por apresentarem vantagens face aos graus convencionais [32].

As principais características mecânicas dos FNESS são a melhor ductilidade e a maior

relação $R_{p0,2}/R_m$ face aos ferros fundidos nodulares convencionais. Estas ligas apresentam uma excelente possibilidade de combinação da quarta maior tensão máxima de rotura à tração de ferros fundidos nodulares convencionais ($R_m = 600$ MPa) com a quarta maior extensão após rotura ($A = 10\%$).

Por apresentarem um maior teor de Si, que resulta em matrizes totalmente ferríticas, os FNESS são menos sensíveis a alterações microestruturais por efeitos de velocidades de arrefecimento, permitindo a produção de fundidos com geometrias mais finas e complexas [18, 33-35].

O teor de Si elevado destas ligas inibe a influência de certos elementos na formação de carbonetos, tornando o processo de elaboração dos banhos metálicos menos exigente no controlo da composição de carga [36].

A presença de uma matriz metálica ferrítica homogénea é responsável por uma distribuição de dureza uniforme que garante melhorias da maquinabilidade, face aos ferros fundidos nodulares convencionais [34]. A estas melhorias estão associadas reduções dos custos na substituição de ferramentas de corte.

Estes FNESS apresentam, adicionalmente, uma maior soldabilidade devido à influência do Si no aumento da temperatura eutectóide. Umetani [37] estudou a soldabilidade dos FNESS, verificando que durante o processo de arrefecimento da zona termicamente afetada, a quantidade de martensite produzida é mais baixa do que nos ferros fundidos nodulares convencionais. Estes resultados indicam que os FNESS apresentam uma junção mais fiável por garantirem uma menor propensão ao aparecimento de fissuras ao longo da junta.

A redução de custos de produção associada à eliminação de elementos dispendiosos, como o Cu, e a possibilidade de utilização de aço de maior teor em Mn, são também variáveis que incrementam o interesse neste tipo de ligas [38].

4.1. Fundamentos

Comparativamente às ligas de ferro fundido nodular convencionais, os FNESS apresentam uma composição química relativamente simples, com um teor elevado de Si entre 3,2 e 4,2% sem adições de manganês, cobre ou estanho. Esta composição química garante uma microestrutura à temperatura ambiente totalmente ferrítica. Os valores elevados de resistência mecânica provêm de mecanismos de endurecimento por solução sólida que os teores de Si promovem na ferrite.

Os atuais graus normalizados EN-GJS-450-18, EN-GJS-500-14 e EN-GJS-600-10, especificados na norma NP EN 1563:2019, encontram-se listados na Tabela 1, juntamente

com as propriedades mecânicas à tração mínimas e as gamas de durezas Brinell de referência.

Tabela 1 - Valores de referência para as propriedades mecânicas à tração e intervalo recomendado de durezas Brinell dos graus FNESS [23]. (n.e.: não especificado)

Designação do material	espessura mm	Rp _{0,2} MPa	Rm MPa	A %	HBW
EN-GJS-450-18	t ≤ 30	350	450	18	170-200
	30 < t ≤ 60	340	430	14	170-200
	60 < t ≤ 200	n.e.	n.e.	n.e.	160-190
EN-GJS-500-14	t ≤ 30	400	500	14	185-215
	30 < t ≤ 60	390	480	15	185-215
	60 < t ≤ 200	n.e.	n.e.	n.e.	170-200
EN-GJS-600-10	t ≤ 30	470	600	10	200-230
	30 < t ≤ 60	450	580	8	200-230
	60 < t ≤ 200	n.e.	n.e.	n.e.	190-220

Os valores de referência mínimos para as características mecânicas de tração medidas em provetes maquinados a partir de amostras cortadas de peças vazadas, que é o caso deste estudo, são menos exigentes. São especificados valores para o grau EN-GJS-600-10 de 450 MPa, 580 MPa e 8% para o Rp_{0,2}, Rm e A, respetivamente.

De forma a cumprir os requisitos de características mecânicas mínimas, a norma NP EN 1563:2019 recomenda três teores de silício distintos para os três graus normalizados, 3,2%, 3,8% e 4,2%. Estes teores de Si são meramente indicativos, podendo ser mais baixos em função da presença de outros elementos de liga e espessuras de secção. Segundo NP EN 1563:2019, com o aumento do teor de Si, é sugerida a redução do teor de carbono para cumprimento da gama de CE de 4,3% a 4,7% [23].

Comparativamente aos ferros fundidos nodulares convencionais, os FNESS apresentam uma elevada relação Rp_{0,2}/Rm. Enquanto que os primeiros apresentam uma relação de 55% a 65%, com os FNESS é possível obter 75% a 85%, tal como sugere a Figura 2.

Este fundamento é o resultado da influência do teor de Si e do efeito dos mecanismos de endurecimento por solução sólida. A estrutura resultante da solidificação apresenta mais impedimentos ao movimento das deslocações, tendo este mais impacto no incremento do Rp_{0,2}, do que propriamente na tensão máxima à rotura [39]. A influência deste elemento é abordada no capítulo 4.2.

Analisando a Figura 3, apesar do aumento do Rp_{0,2} reportado, a extensão após rotura é consideravelmente mais alta do que nos ferros fundidos nodulares convencionais [23].

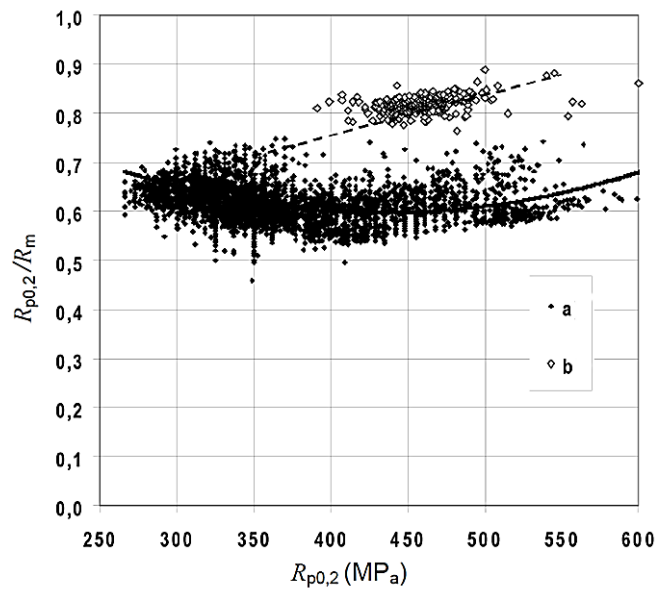


Figura 2 - Comparação entre $R_{p0,2}/R_m$ de ferros fundidos nodulares convencionais (a) e FNESS (b) [23].

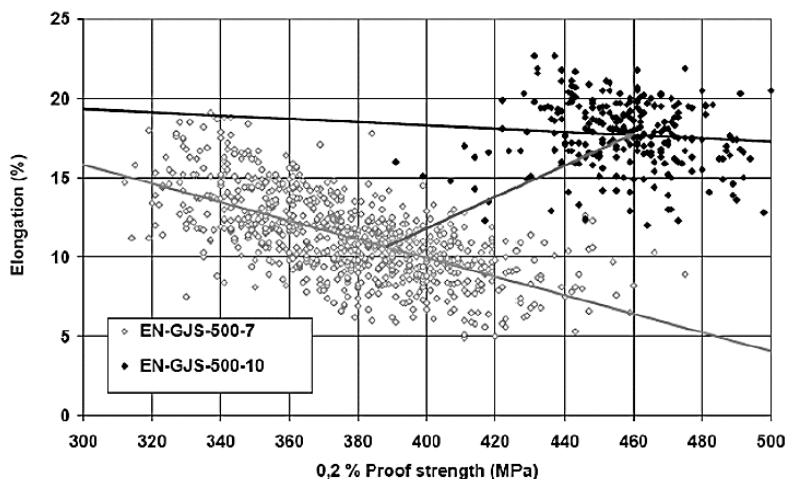


Figura 3 - Comparação entre $R_{p0,2}/R_m$ de ferros fundidos nodulares convencionais (EN-GJS-500-7) e FNESS (EN-GJS-500-10) [23, 39].

Tal como mencionado anteriormente, uma importante distinção entre os FNESS e os ferros fundidos nodulares convencionais é a homogeneidade dos valores de dureza. Devido à diferença de durezas entre a perlite e a ferrite, os ferros fundidos nodulares convencionais apresentam variações de dureza elevada e baixa, em função da velocidade de arrefecimento de cada secção do fundido. Este efeito foi comprovado por Björkegren [33], com um estudo da variação de dureza em função da espessura de secção para estes ferros fundidos nodulares (Figura 4).

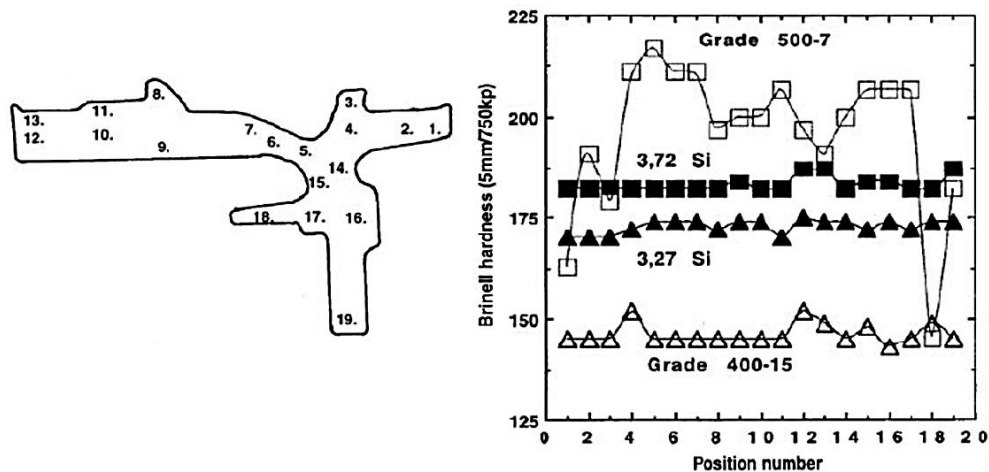


Figura 4 - Variação da dureza em função da espessura da secção de FNESS (3,72% Si e 3,27% Si) e ferros fundidos nodulares convencionais (EN-GJS-400-15 e EN-GJS-500-7) [33].

Esta variação é especificada na norma NP EN 1563:2019, sendo que para o grau EN-GJS-600-3 é indicado um intervalo de dureza de 190-270 HBW e para o grau EN-GJS-600-10 um intervalo de durezas de 200-230 HBW [23].

Comparativamente aos ferros fundidos nodulares convencionais, os FNESS são, deste modo, menos sensíveis a variações de espessura de secção, possibilitando etapas de maquinagem mais estáveis. Por este motivo, o tempo de vida das ferramentas de corte, durante a maquinagem, é muito maior comparativamente aos graus convencionais [23, 34]. A rugosidade da superfície é também melhorada porque não há uma intermitência de cortes entre lamelas alternadas de cementite e ferrite, como é o caso de ferros fundidos nodulares perlíticos.

De acordo com Björkegren [33], a maquinabilidade de um FNESS comparativamente a um ferro fundido nodular perlítico é superior em aproximadamente 10%. Stets [34] apresentou melhores resultados, tendo verificado em FNESS uma maquinabilidade entre 50 e 60%. Salienta-se, contudo, que ambos utilizam o tempo de vida das ferramentas de corte para determinar a maquinabilidade, porém não utilizam o mesmo critério para determinação do fim de vida da ferramenta. Glavas [18] abordou este tema comprovando uma menor dispersão das dureza dos FNESS comparativamente aos ferros fundidos nodulares convencionais, deduzindo que esta reduz consideravelmente o desgaste das ferramentas de corte.

Adicionalmente, os FNESS apresentam um maior $R_{p0,2}$ para um mesmo valor de dureza comparativamente aos ferros fundidos nodulares convencionais. Este estudo descreve também que, tal como nos ferros fundidos nodulares convencionais, a variação de R_m é proporcional à dureza [23]. Estas relações são apresentadas no Figura 5.

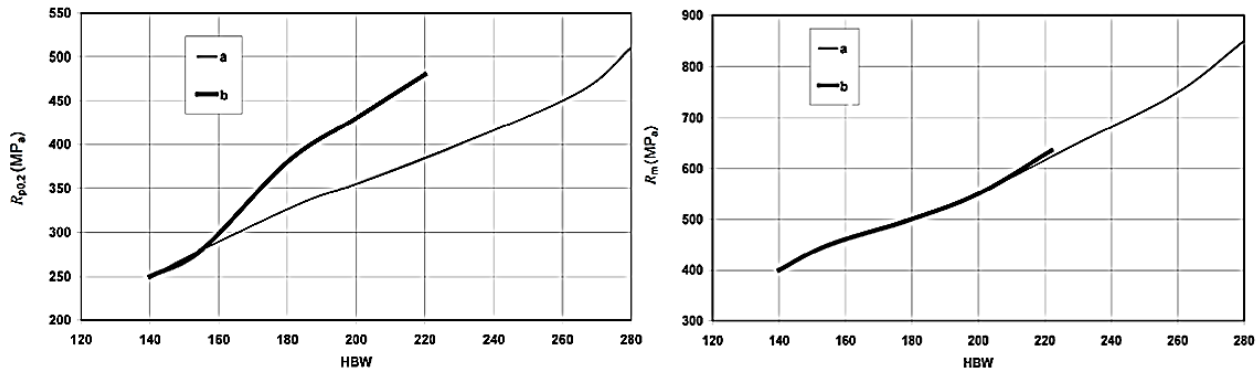


Figura 5 - Relação entre HBW e $R_{p0,2}$ e R_m entre ferros fundidos nodulares convencionais (a) e FNESS (b) [23].

4.2. Influência do Si

4.2.1. Endurecimento por solução sólida

O mecanismo do endurecimento por solução sólida baseia-se na adição de um ou mais elementos para provocar o aumento da resistência mecânica face ao metal de origem. Quando os átomos substitucionais do soluto, como é o caso do silício nos FNESS, são adicionados numa matriz de átomos de solvente, como o Fe, criam-se campos de tensão em torno dos átomos do soluto. A introdução destes átomos provoca um endurecimento do material, que nos FNESS se traduz num aumento do $R_{p0,2}$, R_m e HBW e uma redução do A [18, 34, 40].

No contexto dos ferros fundidos nodulares, a adição deste tipo de átomos provoca também um decréscimo da ductilidade do material, criando-se um compromisso entre alta resistência mecânica ou alta ductilidade. Nos FNESS, este efeito não é tão significativo, sendo possível com a adição de Si, até um certo teor, a combinação extraordinária destas duas características [39].

4.2.2. Propriedades mecânicas

Glavas [18], estudou o endurecimento por solução sólida com teores de Si entre 3,1% e 4,2%, resultando num incremento do R_m e $R_{p0,2}$ até aproximadamente 640 MPa e 553 MPa. Por outro lado, foi verificado que a extensão após rotura decresce ligeiramente desde um teor de 3,1% até 4,2%. Para teores superiores, verificou-se um decréscimo significativo das três propriedades mecânicas, culminando com uma extensão após rotura de 0% a 5,42% de Si.

Stets [34] comprovou a existência deste limite máximo do endurecimento da ferrite, analisando intervalos do teor de Si entre 2,4 e 6,0%. O valor da tensão máxima de rotura

atinge um máximo de 613 MPa, para um teor de 4,3% de silício. Com um teor de Si de 5% é atingido o mínimo do Rm em, aproximadamente, 500 MPa. O mesmo decréscimo foi verificado para o $R_{p0,2}$ embora menos severo, igualando o Rm a 5% de Si. Verifica-se, por outro lado, que a extensão após rotura decresce abruptamente a partir de 4,3% de Si, sendo que a 5% de Si esta é efetivamente 0%. A variação do Rm e $R_{p0,2}$ em função do teor de Si é apresentada na Figura 6.

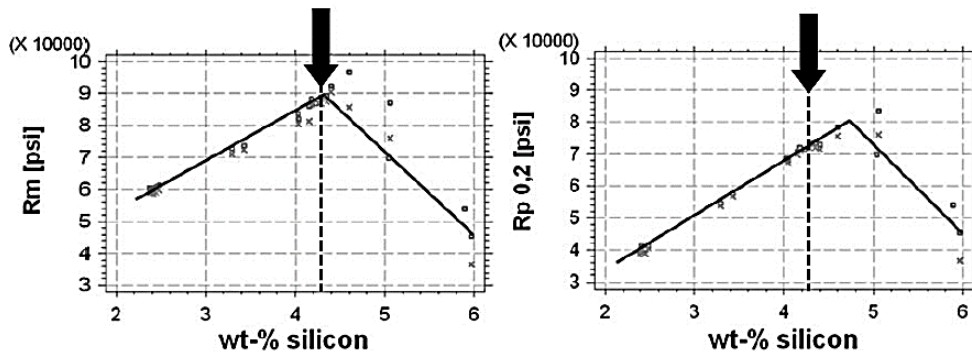


Figura 6 - Variação do Rm e $R_{p0,2}$ em função do teor de Si (setas indicam teor de Si de 4,3%). Os valores do Rm e $R_{p0,2}$ são apresentados em psi [34].

Martinez [35] estudou o efeito do Si através da análise da influência deste elemento num maior intervalo, entre 1,3% e 6,15%. Neste estudo foi obtido um maior Rm e $R_{p0,2}$ com um teor de Si de 5,2% onde, a partir deste teor de Si, ambas as propriedades decrescem consideravelmente (Figura 7). O mesmo estudo verificou o decréscimo da extensão após rotura a partir de 3,0% de Si, tornando-se nula com um teor de 5,3% de Si (Figura 8).

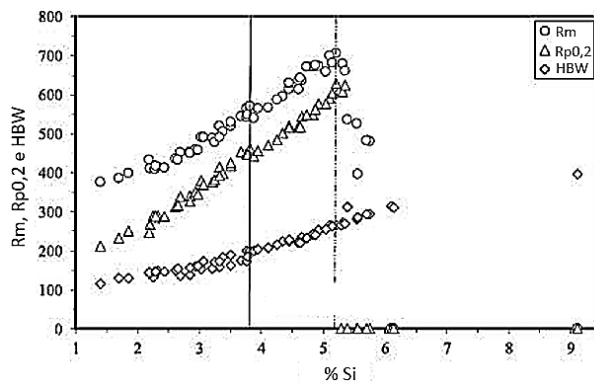


Figura 7 - Variação de Rm, $R_{p0,2}$ e HBW em função do teor de Si [35].

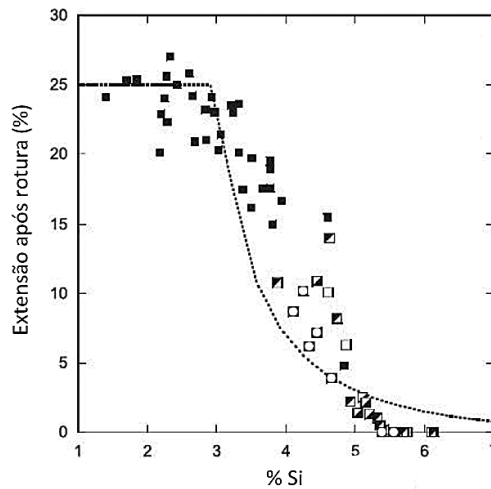


Figura 8 - Variação da extensão após rotura (A) em função do teor de Si [35].

Estes estudos não são concordantes na definição exata do limite do endurecimento por solução sólida e o início da fragilização da ferrite. Estas variações obtidas podem ser indicativas de erros na análise da composição química. Tal como reportado por Hammersberg [41], teores de Si acima 4,0% provocam complicações na análise da composição química através de equipamentos de espetrometria de emissão ótica. Este erro, que pode ser da ordem dos $\pm 0,20\%$, torna complicada a análise da influência de ligeiras adições de Si nestes graus e a definição do teor exato onde ocorre o decréscimo das propriedades mecânicas.

Adicionalmente, a definição do limite do endurecimento e o início da fragilização da ferrite depende em grande parte dos processos de preparação do banho metálico e dos tratamentos de inoculação e nodularização, tal como sugerido por Stets [34].

Da mesma forma, os estudos realizados não são totalmente concordantes na razão para a ocorrência deste limite de endurecimento e a falha mecânica abrupta por adição de Si. Stets sugere que a segregação do Si, a formação de elementos que fragilizam a ferrite e a degeneração da grafite são as principais causas para a redução das propriedades mecânicas [34].

Hung-Mao [42], recorrendo à análise da superfície de fratura em ensaios de fadiga, comprovou que teores de Si elevados provocam a eventual fragilização da ferrite pela precipitação de micro-inclusões nas fronteiras de grão das células eutéticas. Estas inclusões de óxidos de magnésio, fósforo e cério, são preponderantes no comportamento da fratura dos FNESS. O estudo conclui que, com aumentos do teor de Si, o tipo de fratura evolui de dúctil para frágil.

Alhusein [43] verificou, por análise da superfície de fraturas de ensaios de tração, que teores elevados de Si provocam a segregação do mesmo em redor dos nódulos de grafite.

Isto provoca um gradiente de concentração de Si ao longo da microestrutura que dá origem ao início da propagação de fissuras que, invariavelmente, fragilizam o material.

4.2.3. Grafite

Um dos defeitos microestruturais comuns dos FNESS é o efeito degenerativo da quantidade elevada de silício na nodularidade da grafite, reportado por Stets [34] e Torre [44]. Este tipo de defeitos influencia negativamente as propriedades mecânicas, através da criação de locais para a propagação de fissuras [7, 44].

Martinez [35, 45] apresentou um estudo em duas partes onde aborda a influência da grafite degenerada, verificando que, até 4,0% de Si, a presença deste tipo de grafite influencia as propriedades mecânicas. No entanto, o mesmo estudo indica que este efeito não é tão significativo para teores superiores a 4,0%, sugerindo que o endurecimento por solução sólida da matriz metálica reduz o efeito prejudicial da presença destes defeitos no R_m e $R_{p0,2}$.

O mesmo resultado foi obtido por Hartung [2], onde foi verificado que, para teores entre 4,0% e 4,6% de Si, uma nodularidade superior a 50% é suficiente para garantir que a resistência mecânica não é afetada. O mesmo artigo explora também a possibilidade de que, enquanto o teor de silício controla o limite de R_m e $R_{p0,2}$, a ductilidade é fortemente controlada pela nodularidade da grafite nos FNESS. Adicionalmente, entre nodularidades de 60% e 80%, é provocado um incremento de aproximadamente 4% na extensão após rotura.

Hartung [2] indica a utilização de ligas FeSi de baixo Mg (< 5%) e alto teor em terras raras (0-0,5%) para obtenção dos melhores resultados de nodularidade. Riposan [46] recomenda que, para a produção de ferros fundidos nodulares de alto silício, a inoculação com uma etapa de pós-inoculação com ligas Ca,Ba-FeSi constitui a melhor condição para a germinação da grafite e resulta em melhores resultados de nodularidade e densidade de nódulos.

4.3. Composição química

Scruton [17] estudou a influencia de adições de Cu e Mn, verificando que teores de 0,3% e 0,4%, respetivamente, em ligas de FNESS com teores até 4,06% de silício, não afetam as propriedades mecânicas nem ultrapassam o limite máximo normalizado de 5% de perlite. Estes resultados comprovam que um aumento do teor de Si promove a formação de microestruturas livres de carbonetos e inibe a formação de perlite. Stets [34] verificou que adições de 1,0% de Mn, nos FNESS, não são suficientes para promover a formação de

perlite, nem a formação de carbonetos.

Hammersberg [36] analisou que, para um sistema de gitagem otimizado, o teor de Mn até 0,4% não influencia as propriedades mecânicas dos FNESS, nomeadamente para um EN-GJS-600-10. De forma semelhante, Gonzaga [47] comprovou que o Mn promove a formação de perlite, mas o efeito deste elemento é mitigado pela ação do Si.

Torre [38] sugere que, em ligas de ferro fundido nodulares com silício suficiente para promoção de uma matriz totalmente ferrítica, adições de Mn podem garantir melhorias na extensão após rotura. Este efeito, contudo, não foi extensivamente abordado.

Adicionalmente, Okunnu [39] apresenta uma solução para o limite de endurecimento com Si para os FNESS. Através de adições até 4% de Co e teores de Si de 4,3%, foram obtidos valores de Rm e A de 700 MPa e 20%, respetivamente.

Hammersberg [36] detetou que a presença de elementos residuais provenientes da constituição de carga como Ni, Cr, Al, Ti, V, Mo, Zn, Pb, B e N, até 0,3% não influenciam a ductilidade dos FNESS, contudo, estes elementos têm um efeito ligeiro no decréscimo do Rm e Rp_{0,2}.

III. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

1. Planeamento dos ensaios

O planeamento dos ensaios apresentou uma complexidade acrescida, uma vez que estes implicaram investimentos de um cliente e constituíram lotes de encomenda. Por este motivo, foi exigido o cumprimento dos limites normativos dos FNESS, especificamente para a classe EN-GJS-600-10.

O número de ensaios, bem como a extensão do estudo dos limites da composição química foram ajustados para garantir o cumprimento dos requisitos do cliente. Esta componente, apesar de constituir uma restrição para este estudo, incentivou ao planeamento de uma estratégia mais eficiente e industrialmente mais realista.

A definição dos ensaios deste estudo teve como principal objetivo a comprovação dos pressupostos teóricos sobre o efeito do silício e, adicionalmente, a identificação da gama de teores de Si que garantissem as propriedades mecânicas mínimas especificadas na norma NP EN 1563:2019.

Desta forma, foram desenvolvidos e planeados os ensaios LwSi, AvSi e HiSi cujas denominações provêm do anglo-saxónico “Low Silicon”, “Average Silicon” e “High Silicon”, respetivamente. Através da definição de um teor de carbono fixo de 3,2%

projetou-se a variação do silício em três teores distintos de 4,2% (LwSi), 4,3% (AvSi) e 4,4% (HiSi). A definição do teor mínimo de Si partiu da sugestão da norma NP EN 1563:2019, de 4,2% para os graus EN-GJS-600-10. Com um teor máximo de Si de 4,4% pretendeu-se comprovar a existência de um limite da extensão do endurecimento da ferrite, e identificar o início do declínio repentino das propriedades mecânicas, tal como sugerido por referências bibliográficas [18, 34, 35, 38].

O planeamento dos restantes ensaios foi desenvolvido a partir dos resultados obtidos dos ensaios antecedentes, onde se pretendeu estabelecer os limites de produção do segundo elemento mais importante, o carbono.

Desta forma, foram idealizados os ensaios LwCE, AvCE e HiCE, cuja denominação representa “Low Carbon Equivalent”, “Average Carbon Equivalent” e “High Carbon Equivalent”. Nestes ensaios projetaram-se teores de carbono de 2,8% (LwCE) e 3,2% (HiCE) com um teor de Si de 4,4%, constituindo os banhos metálicos eutético e hipereutético, respetivamente. O ensaio AvCE compôs um banho metálico hipereutético com um teor de Si de 4,2% e 3,2% de carbono (CE = 4,6%). Salienta-se o facto de os teores de carbono terem limites máximos e mínimos recomendados para ligas de ferros fundidos nodulares convencionais, pelo que a escolha da gama de CE ensaiada permaneceu entre 4,3% e 4,7% [2, 13].

Os teores de manganês e cobre, elementos promotores de perlite, foram mantidos relativamente baixos dentro das possibilidades de fabricação, e os restantes elementos residuais foram controlados para coincidirem com a composição química da liga de série EN-GJS-600-3.

Na Tabela 2 são apresentadas as denominações e composições químicas de cada ensaio realizado, com foco nos teores de carbono, silício, manganês, cobre, magnésio e enxofre, sendo os restantes elementos químicos apontados como elementos residuais, não fazendo parte do escopo do estudo.

As variações entre os teores projetados e obtidos são concordantes com o esperado dada a complexidade de preparação de um banho metálico com precisão de três casas decimais.

Tabela 2 - Composição química dos ensaios deste estudo, orientados por ordem crescente de Carbono Equivalente

Ensaio	%CE	%C	%Si	%Mn	%Cu	%Mg	%S
LwCE	4,273	2,800	4,420	0,336	0,092	0,078	0,011
AvCE	4,491	3,094	4,190	0,334	0,093	0,071	0,009
LwSi	4,560	3,171	4,167	0,398	0,106	0,081	0,008
AvSi	4,608	3,164	4,332	0,388	0,109	0,087	0,009
HiSi	4,668	3,175	4,478	0,384	0,105	0,087	0,009
HiCE	4,717	3,241	4,427	0,354	0,083	0,112	0,007

2. Metodologia experimental

2.1. Caixa diferencial

A peça de estudo desta dissertação é uma caixa diferencial utilizada para encapsular o diferencial. Este é um componente crucial num automóvel uma vez que garante que, no mesmo eixo de tração, a roda exterior gire a uma velocidade superior à roda interior, permitindo ao veículo curvar. Na Figura 9 é apresentado o modelo CAD da caixa diferencial utilizada para os ensaios deste estudo. A peça tem uma altura de aproximadamente 150 mm e uma largura de aproximadamente 132 mm, referente ao diâmetro máximo.

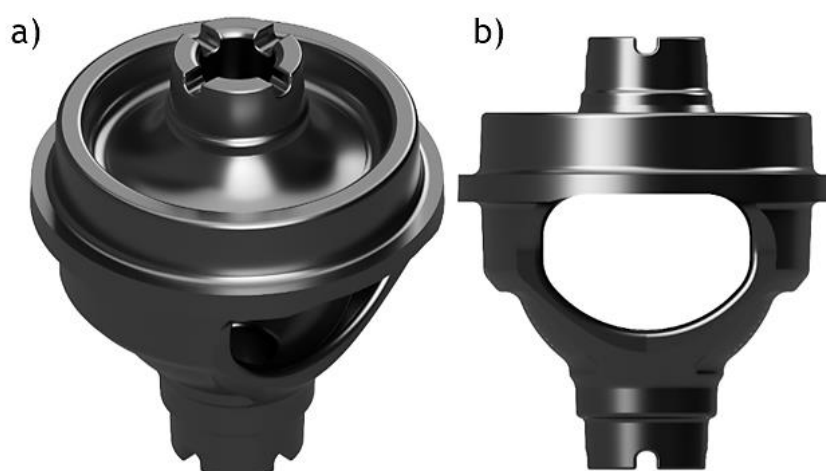


Figura 9 - Modelo CAD da peça utilizada neste estudo: a) Perspetiva ortogonal; b) Vista lateral.

2.2. Constituição das cargas

A preparação dos banhos metálicos foi desenvolvida em fornos de indução de cadinho de capacidade máxima de 7,5 toneladas de metal líquido. Uma vez que a liga EN-GJS-600-10 é maioritariamente ferrítica, os teores de elementos promotores de perlite como o cobre ou o manganês foram especialmente controlados. Por este motivo, a utilização de retornos de EN-GJS-600-3 na preparação do banho metálico foi consideravelmente menor.

No mesmo sentido, o desenvolvimento de banhos metálicos com teores de silício superiores a 4% é algo único nas ligas produzidas na Funfrap, pelo que a adição de carboneto de silício (SiC) e FeSi foi maior. Para elaboração destes banhos a carga foi constituída por retornos, aço de baixo Mn, aço “normal” e lingote, por ordem crescente de proporção.

Os leitos de fusão de cada ensaio encontram-se especificados na Tabela 3. As variações do teor de Si e C de cada ensaio foram promovidas nos fornos, com adições de FeSi e SiC, respetivamente.

Tabela 3 - Leitos de fusão de cada ensaio, em %

	Lingote F10	Aço Normal	Aço Baixo Mn	Recarbur.	SiC	Retornos	FeSi
LwCE	34,80	20,70	17,30	0,35	1,89	23,40	1,62
AvCE	34,70	20,60	17,20	0,67	1,88	23,30	1,62
LwSi	32,10	15,30	19,20	0,38	2,30	29,80	0,85
AvSi	32,10	15,30	19,20	0,38	2,30	29,70	0,99
HiSi	32,10	15,30	19,10	0,38	2,30	29,70	1,09
HiCE	22,70	37,90	18,40	0,24	4,10	17,20	1,19

2.3. Tratamentos dos banhos metálicos

Após a fusão das cargas metálicas foram transferidas, aproximadamente, 1,5 toneladas de banho metálico para uma colher *Tundish-Cover* onde se depositaram 24 kg de nodularizante FeSiMg e 15 kg de aço ou “pincha” para o tratamento de nodularização.

Após este tratamento e conseqüente reação do Mg, o banho metálico foi transferido para

uma colher de vazamento automático. Neste passo foram adicionados 7 kg de uma liga de FeSi de elevada pureza (HP) e 1,4 kg de Grafite de forma homogênea na corrente de metal líquido. Este processo constituiu a pré-inoculação do banho metálico. Após esta etapa foi realizado o vazamento com um sistema MSI de inoculação tardia *in-stream* onde foram adicionados 20 g/s de uma liga FeSi de denominação INOCULIM 900.

Na Tabela 4 são apresentadas as composições químicas das ligas utilizadas na inoculação e nodularização do banho metálico.

Tabela 4 - Composições químicas das ligas utilizadas nos processos de Inoculação e Nodularização

Processo	Liga	Si %	Mg %	Mn %	Al %	Ba %	Ca %	Zr %
Pré-inoculação	FeSi _{HP}	75	-	<0,5	<0,07	-	<0,10	-
Inoculação <i>in-stream</i>	INOCULIM 900	65	>2 <3	2,3	<1,3	1,4	1,3	2,5
Nodularização	FeSiMg	>44 <49	>2 <11	>0,1 <0,6	>0,1 <1,5	>0 <2	>0,1 <5,0	-

2.4. Amostragem

Para todos os ensaios realizados neste estudo foi preparada uma colher de vazamento. Por cada colher vazada de banho metálico foram obtidas 13 moldações com 21 peças, constituindo um total de 273 peças. De cada ensaio foram analisadas a moldação número 1 e 13, primeira e última. Para cada uma destas moldações, foi realizado um ensaio de dureza não destrutivo aos 21 modelos para identificação da peça com maior e menor dureza, sendo estas separadas para ensaios de tração, perfil de dureza e análise microestrutural posteriores.

Este método de seleção, coincidente com o da prática industrial, foi realizado porque são avaliados, teoricamente, os extremos da fabricação. Selecionando a primeira e última caixa de moldação são avaliados os efeitos do desvanecimento da inoculação e nodularização. Através da seleção da peça com maior e menor dureza são identificadas as amostras com maior e menor proporção teórica de perlite na microestrutura.

Este método permitiu a redução dos tempos de análise dado que, se os resultados nos limites de fabricação forem concordantes com o esperado, as peças intermédias estarão

estatisticamente dentro dos limites especificados tendo em conta a sanidade microestrutural e propriedades mecânicas. Para a análise dos resultados as peças selecionadas permitiram a determinação do efeito dos limites do processo na qualidade das peças, bem como a adaptabilidade da nova liga ao processo já existente.

Deste modo, foram produzidas 1638 peças num total de 6 ensaios, das quais 24 foram separadas para a realização deste estudo.

2.4.1. Espectrometria

As análises da composição química dos banhos metálicos foram realizadas em medalhas fabricadas previamente ao vazamento da primeira moldação, num espectrómetro calibrado da *Thermo Scientific - ARL METAL ANALYSER*.

2.4.2. Provetes de Tração

Os provetes de tração foram maquinados de cada uma das peças de acordo com o modelo CAD apresentado na Figura 11. Tal como ilustrado na Figura 10, a espessura da secção onde foi maquinado o provete coincide com a maior espessura da peça, aproximadamente 33 mm.

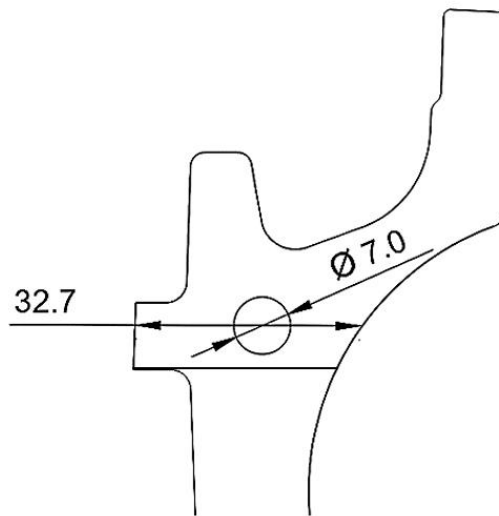


Figura 10 - Dimensões (em mm) da secção de maquinagem do provete de tração.



Figura 11 - Secção das peças onde foram maquinados os provetes de tração.

Os provetes foram maquinados para terem as dimensões normalizadas em NP EN 1563:2019 [23] e EN ISO 6892-1:2019 [48], sendo que foi respeitada a equação 2:

$$L_0 = 5 \times d \quad (2)$$

Em que L_0 é o comprimento inicial entre referências e d é o diâmetro do provete ao longo do comprimento entre referências. As dimensões específicas (em mm) dos provetes maquinados das peças são apresentados na Figura 12.

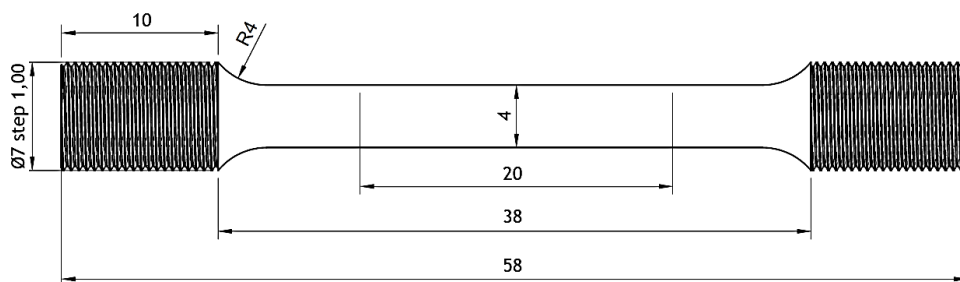


Figura 12 - Esquema dos provetes para ensaios de tração de acordo com NP EN 1563:2019 [23] e dimensões específicas (em mm) dos provetes maquinados neste estudo.

As cabeças de amarração das extremidades do provete foram roscadas com um passo de 1,0 mm para adaptação aos dispositivos de fixação da máquina de ensaio, em conformidade com NP EN 1563:2019 [23] e EN ISO 6892-1:2019 [48].

2.4.3. Preparação metalográfica

Para estudo das microestruturas das 24 peças para análise, foram cortados perfis verticais,

tal como especificado no modelo CAD da Figura 13. Este perfil foi selecionado por conter as secções de maior e menor espessura de toda a peça. Adicionalmente, foi escolhido o perfil do lado oposto ao ataque do sistema de alimentação uma vez que, foi determinado, por experiência do ensaio HiCE, que não há diferenças microestruturais significativas entre os dois perfis.

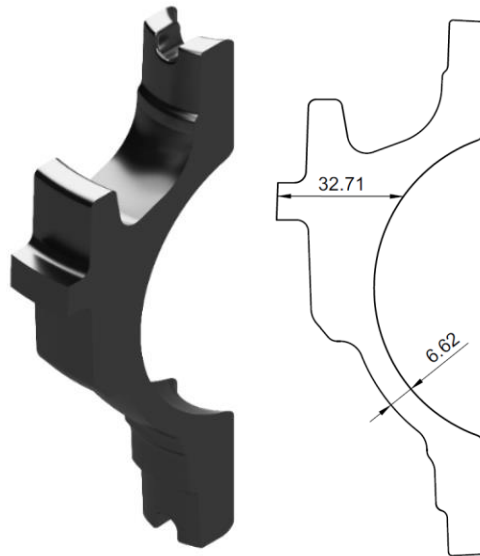


Figura 13 - Amostragem do perfil vertical de cada peça e espessuras máxima e mínima em mm.

Adicionalmente, este perfil foi seccionado em 3 amostras. Estas foram denominadas de “U”, “M” e “L” provenientes do anglo saxónico “Upper Section”, “Middle Section” e “Lower Section”, e coincidem, respetivamente, com as secções superiores, médias e inferiores da peça, tal como posicionado na moldação aquando do vazamento. Na Figura 14 é ilustrada esta etapa de amostragem. Desta forma, foram separadas três amostras por peça, 6 amostras por moldação e 12 amostras por ensaio, constituindo um total de 72 amostras para preparação metalográfica.

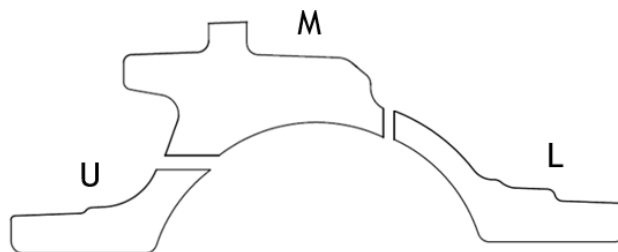


Figura 14 - Seccionamento do perfil vertical.

A preparação metalográfica das superfícies das amostras consistiu, numa primeira fase de operações de desbaste, numa sequência de lixas de 180 a 1000 mesh a 300 rotações/min lubrificadas com água. As operações de acabamento foram realizados em panos de

polimento lubrificados com pasta de suspensão de diamante de 6 µm e 3 µm a 150 rotações/min.

Após lavagem da superfície da amostra, com recurso a um equipamento de ultrassons, procedeu-se à análise da estrutura da grafite e à sua caracterização através do *software* de análise de imagem. De seguida, procedeu-se à revelação da microestrutura através de um ataque químico com o reagente Nital 2% (Etanol 98%, Ácido Nítrico 2%) através do qual foi possível analisar a matriz metálica e proceder à sua caracterização. Finalmente, após capturadas as imagens para caracterização microestrutural, procedeu-se à realização de ensaios de dureza Brinell.

2.5. Ensaios de dureza

Os ensaios de dureza Brinell foram realizados de acordo com a norma EN ISO 6506-1:2014 [49]. A dureza foi medida num durómetro *WOLPERT* com uma esfera de carboneto de tungsténio de 5 mm de diâmetro, ambos calibrados segundo EN ISO 6506-2:2017 [50]. Como as amostras são de ferro fundido com uma dureza superior a 140 HBW, a norma especifica um índice força-diâmetro ($0,102 \times F/D^2$) de 30, tendo sido definida uma força de teste de aproximadamente 7 355 N para garantir esta concordância.

Foi garantido que as superfícies das amostras estavam preparadas de acordo com o especificado na norma EN ISO 6506-1:2014 [49] e que a espessura de cada amostra era, pelo menos, 8 vezes superior à profundidade de indentação.

O método de medição da indentação realizado foi manual e de acordo com o especificado na norma EN ISO 6506-2:2014 [50]. Por cada indentação, realizou-se a medição de dois diâmetros em duas direções perpendiculares, sendo utilizados para o cálculo do diâmetro médio de indentação. O valor calculado de dureza Brinell seguiu a equação 3 apresentada na norma EN ISO 6506-1:2014 [49]:

$$HBW = 0,102 \times \frac{2 F}{\pi D^2 \left(1 - \sqrt{1 - \frac{d^2}{D^2}} \right)} \quad (3)$$

Em que D é o diâmetro da esfera de indentação em mm, F a força do teste em N e d o diâmetro médio da indentação em mm. Como o ensaio foi realizado em superfícies planas foi utilizado o quadro de conversão normalizado em EN ISO 6506-4:2014 [51] para uma determinação mais eficiente do valor de HBW.

Tal como indicado na Figura 15, foram realizadas 9 indentações ao longo do perfil vertical de cada peça, consistindo em 3 indentações em cada secção “U”, “M” e “L”. A localização

das indentações são concordantes com as variações significativas de espessura do perfil vertical apresentadas no desenho técnico da Figura 13.

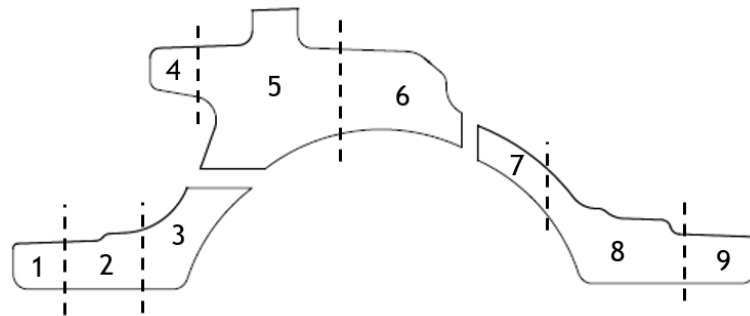


Figura 15 - Plano de indentações nas secções “U”, “M” e “L”.

2.6. Ensaios de tração

Os ensaios de tração foram realizados de acordo com a norma EN ISO 6892-1:2019 [48] sendo utilizada uma velocidade de $6 \text{ N/mm}^2 \text{ s}^{-1}$. Foram determinadas a tensão de rotura à tração (R_m), a tensão limite convencional de proporcionalidade a 0,2% ($R_{p0,2}$), através das equações 4 e 5 respetivamente, e a extensão após rotura (A) através da equação 6:

$$R_m(\text{MPa}) = \frac{F_m(\text{N})}{S_0(\text{mm}^2)} \quad (4)$$

$$R_{p0,2}(\text{MPa}) = \frac{F_{p0,2}(\text{N})}{S_0(\text{mm}^2)} \quad (5)$$

$$A = \frac{L_u - L_0}{L_0} \times 100 \quad (6)$$

Em que L_u e L_0 são o comprimento final e inicial entre referências, respetivamente, e S_0 a área da secção inicial da zona útil. Após cada ensaio, o *software* do equipamento de tração forneceu o F_m e $F_{p0,2}$, respetivamente a Força (N) máxima e Força para uma extensão de 0,2%, que foram substituídas nas equações 4 e 5 juntamente com S_0 ($\pi \times 2^2$) para se obterem as propriedades mecânicas R_m e $R_{p0,2}$, respetivamente. Para a extensão após rotura foi medido o comprimento da zona útil L_0 previamente ao ensaio e após o ensaio (L_u), sendo estes valores substituídos na equação 6.

2.7. Análise microestrutural

A análise das microestruturas das amostras foi realizada com recurso ao *software* de análise de imagem *Leica Application Suite™*. Para análise da grafite foram capturadas 5 imagens por secção do perfil vertical, constituindo um total de 15 imagens por peça. Estas

imagens foram capturadas em amostras preparadas metalograficamente, sem ataque químico, para permitir uma identificação dos nódulos de grafite.

Para análise da matriz metálica, foram capturadas 3 imagens por secção uma vez que este processo de análise exige mais controlo manual e porque, para estas ligas, as variações da matriz metálica ao longo da peça não são significativas. Deste modo, foram analisadas 360 imagens para análise da grafite e 216 imagens para análise da matriz metálica.

Na Figura 16 são apresentados os locais onde foram realizadas as análises da grafite e matriz metálica. Esta amostragem das microestruturas foi praticamente constante ao longo de todas as amostras de forma a comparar, para cada ensaio, as características da grafite e da matriz metálica ao longo das variações de espessura do perfil vertical de cada peça.

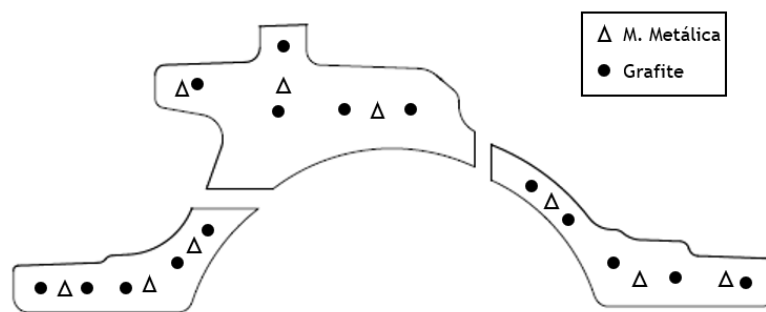


Figura 16 - Locais de análise microestrutural da grafite e matriz metálica ao longo do perfil vertical.

O processo de classificação da morfologia da grafite através de análise de imagem foi normalizado, tendo sido respeitada a norma ISO/TR 945-2:2011 [52]. O processo de análise da matriz metálica, embora não normalizado, foi realizado com recurso ao mesmo *software* de análise de imagem.

Todas as imagens das microestruturas foram capturadas com uma amplificação de 100×. Esta escolha permitiu uma análise normalizada do tamanho dos nódulos de grafite, sendo possível a comparação direta com a norma EN ISO 945-1:2019 [5].

2.7.1. Análise da grafite

Para análise da grafite foi determinado um campo de análise de 1024 x 768 pixels o que equivale a um campo, por microestrutura, de 593,92 x 445,55 µm (fator de conversão: 1 pixel = 0,58 µm), tal como sugerido por Ruxanda [53]. Deste modo, foram analisados por peça, aproximadamente, 4 mm² de superfície de amostra.

Para o método automático de seleção das partículas de grafite foram definidas duas

restrições. Um tamanho mínimo do diâmetro máximo de partícula de 5 µm e uma área superior a 25 µm². Todas as partículas que não cumpriram estas condições, foram rejeitadas [52].

Para análise da nodularidade das partículas de grafite, o *software* de análise de imagem utiliza o fator de forma que contabiliza o diâmetro máximo de Feret (l_m) da partícula, a área da partícula (A) e a área ocupada por um círculo de diâmetro l_m (A_m), tal como descrito na Figura 17.

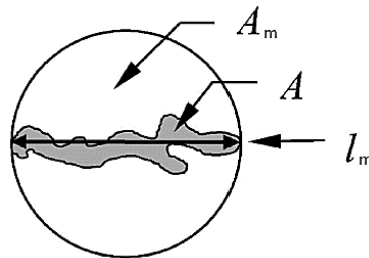


Figura 17 - Método de identificação do fator de forma de partículas de grafite, segundo ISO/TR 945-2:2011 [52].

Através da equação 7, o *software* compara uma partícula com um fator de forma perfeito (1,0) (A_m), de diâmetro l_m , com a partícula real (A). Quanto mais semelhantes forem as áreas A_m e A , maior fator de forma a partícula de grafite apresenta.

$$Fator\ de\ forma = \frac{A}{A_m} = \frac{4A}{\pi \times l_m^2} \quad (7)$$

O *software* de análise apresenta como resultado a percentagem de partículas de grafite que se inserem nos grupos de formato VI, V ou III, sendo que utiliza a conversão da Tabela 5:

Tabela 5 - Tabela de conversão de fatores de forma das partículas de grafite VI, V e III.

	Tipo VI Esferoidal	Tipo V Irregular	Tipo III Vermicular
Fator de Forma	0,77 a 1	0,5 a 0,77	0 a 0,5

Segundo a norma EN ISO 945-1:2019 [5] a nodularidade da grafite é a proporção do número de nódulos do tipo V e VI na microestrutura (Anexo B - 1). Desta forma, os valores de nodularidade apresentados neste estudo são calculados através da equação 8:

$$\text{Nodularidade} = \frac{\text{Grafite tipo VI} + \text{V}}{\text{Grafite tipo VI} + \text{V} + \text{III}} \quad (8)$$

Na Figura 18, é apresentado um exemplo da análise de imagem utilizada para avaliar o fator de forma. O código de cores diferencia os formatos de grafite do tipo VI, a azul, do tipo V, a amarelo e do tipo III, a verde.

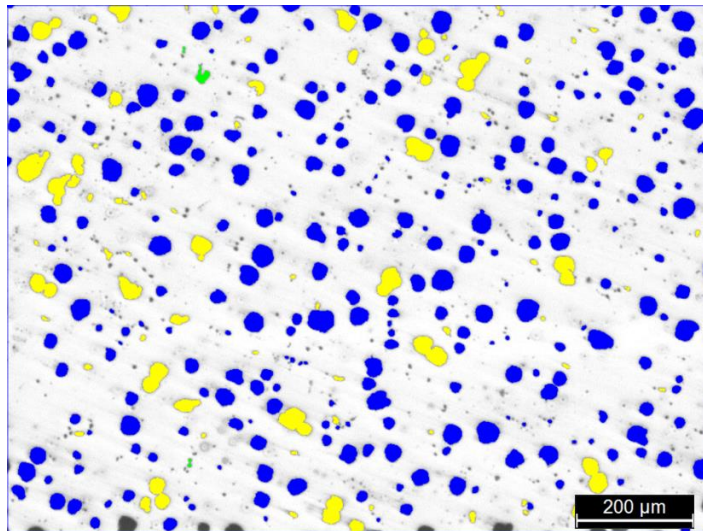


Figura 18 - Processamento de imagem LAS em código de cores para identificação da forma da grafite VI, V e III - azul, amarelo e verde, respetivamente.

Para análise do tamanho da grafite segundo EN ISO/TR 945-2:2011 [52], foram contabilizados os diâmetros máximos *Feret* das partículas de grafite de formato VI. O *software* realiza um agrupamento destes diâmetros segundo a tabela de conversão (Anexo B - 3) e define uma percentagem para cada grupo de tamanho da grafite de 1 a 8. Estes tamanhos da grafite são normalizados segundo a EN ISO 945-1:2019 e podem ser comparados através das referências apresentadas na mesma norma para uma amplificação de 100× (Anexo B - 2).

A densidade das partículas de grafite (N_F) por unidade de área (mm^2) também é um parâmetro analisado no âmbito deste estudo e, conforme a EN ISO 945-1:2019 [5], é o número de nódulos de formato VI e V por área de análise. A norma detalha a utilização do método planimétrico para obtenção deste parâmetro sendo utilizada a equação 9:

$$N_F = \frac{N}{A} \times F^2 \quad (9)$$

Em que N é o número de nódulos de forma VI e V, A a área de amplificação e F o fator de amplificação linear [5]. Os resultados para o parâmetro N_F neste estudo são apresentados em número de nódulos por mm^2 , dada a elevada superfície de amostra estudada.

2.7.2. Análise da matriz metálica

Para análise de imagem da matriz metálica foi realizada uma identificação automática das zonas a escuro das microestruturas e, de seguida, realizou-se uma diferenciação manual entre as zonas de perlite e grafite. A partir deste ponto, o *software* contabiliza automaticamente a área ocupada por nódulos ($A_{\text{Nódulos}}$) e a área da ferrite (A_{Ferrite}) que apresenta uma cor mais clara. A área ocupada pelas colónias de perlite provém do cálculo $A_{\text{total}} - A_{\text{Ferrite}} - A_{\text{Nódulos}}$. Na Figura 19 é apresentado um exemplo do procedimento de identificação manual de perlite na microestrutura e a identificação automática da ferrite.

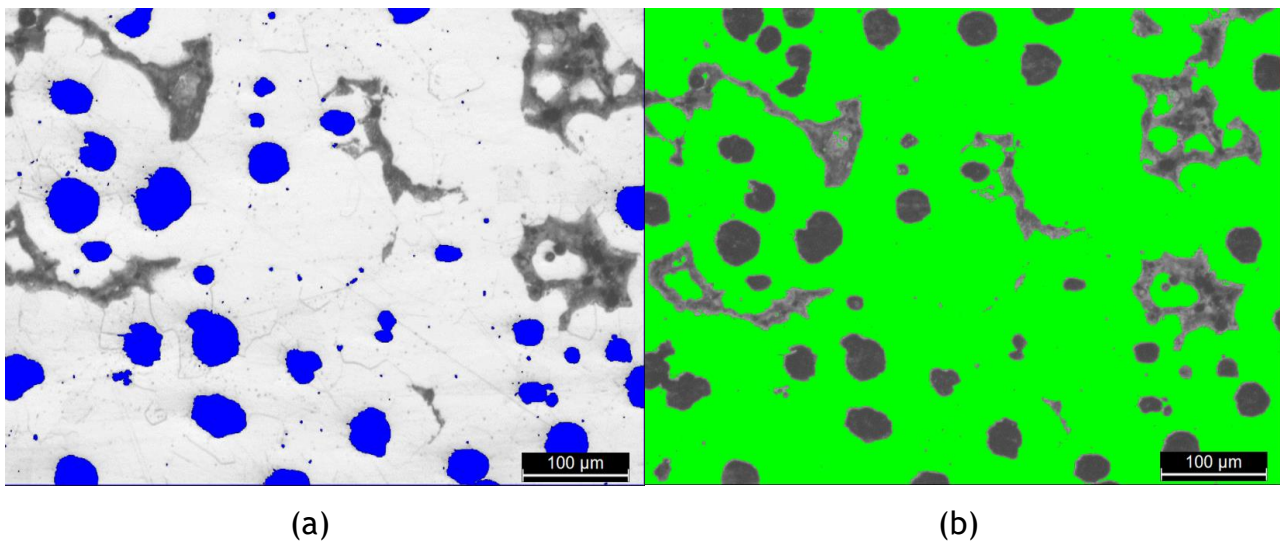


Figura 19 - Processo de identificação de perlite e ferrite na microestrutura: (a) identificação manual das colónias de perlite inicialmente identificadas como grafite com código de cor azul; (b) identificação automática da área ocupada por ferrite com código de cor verde.

IV. APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DE RESULTADOS

1. Microestrutura

Na Tabela 6 são apresentados os resultados estatísticos referentes à análise de imagem das microestruturas das amostras. Os parâmetros referidos nas colunas da tabela são apresentados no capítulo dos procedimentos e constituem o método normalizado de análise das partículas de grafite nas características da nodularidade, tamanho médio das partículas e densidade de nódulos, e quantidade de perlite. Para as análises da grafite são apresentadas as médias de resultados da análise de um total de 60 imagens por ensaio e, para a matriz metálica um total de 36 imagens por ensaio, constituindo uma análise estatística baseada em 576 microestruturas distintas.

Tabela 6 - Análise estatística das microestruturas dos ensaios (R: nodularidade; L_x: tamanho de nódulos; N_F: número de nódulos por mm²)

Ensaio	R (%)	L ₈ (%)	L ₇ (%)	L ₆ (%)	L ₅ (%)	N _F nódulos/mm ²	Perlite (%)
LwCE	93,23%	21,64%	22,03%	48,69%	6,79%	303	0,78%
AvCE	94,73%	21,43%	27,59%	41,94%	9,02%	286	3,54%
LwSi	94,79%	19,23%	16,83%	51,23%	12,73%	302	2,56%
AvSi	95,76%	25,83%	19,56%	42,98%	11,62%	314	3,48%
HiSi	95,19%	33,68%	17,26%	31,59%	17,43%	303	3,22%
HiCE	96,40%	25,60%	19,54%	43,67%	11,18%	349	1,29%

Analisando a generalidade dos valores obtidos, verifica-se, em média, uma nodularidade de 95%, um tamanho médio de partículas entre 0,03 e 0,06 mm (Grafite tipo 6) e uma densidade de nódulos média de 310 Nódulos/mm². A quantidade de perlite máxima em todos os ensaios não ultrapassou os 3,54%, sendo verificada uma média de aproximadamente 2,5%. Todos os resultados podem ser consultados no Anexo E - 1.

1.1. Grafite

1.1.1. Nodularidade

O valor médio máximo de nodularidade foi obtido para o ensaio HiCE com 96,4% (exemplo na Figura 20) enquanto que o valor médio de nodularidade mais baixo foi obtido no ensaio LwCE, com aproximadamente 93,2% (exemplo na Figura 21). Todos os ensaios apresentam uma nodularidade consideravelmente superior ao mínimo estabelecido de 80% na norma NP EN 1563:2019 [23], para garantir o cumprimento das características à tração mínimas especificadas.

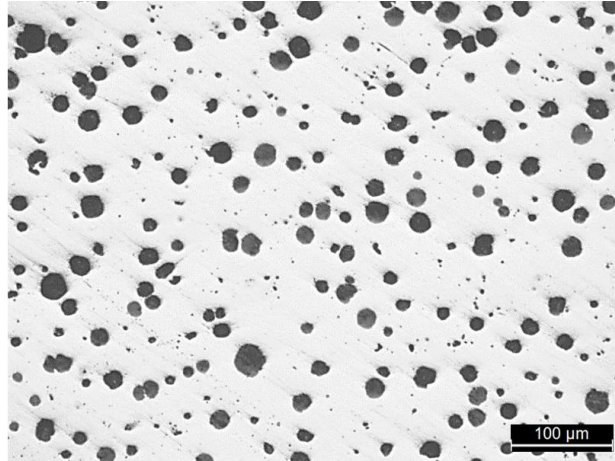


Figura 20 - Microestrutura referente ao ensaio HiCE: modelo de menor dureza da última moldação, posição 5 da secção “L” - 98,5% nodularidade.

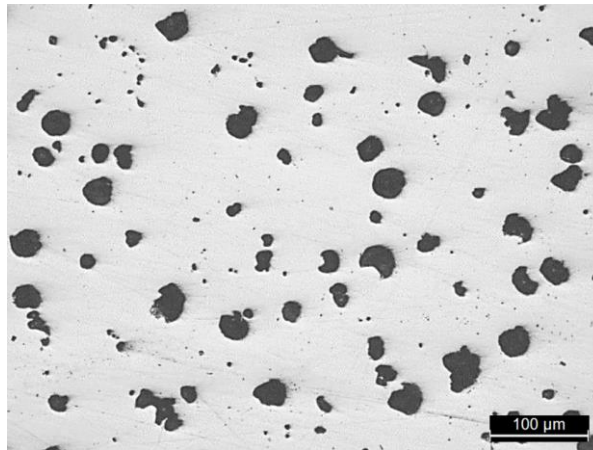


Figura 21 - Microestrutura referente ao ensaio LwCE: modelo de maior dureza da última moldação, posição 4 da secção “M” - 89,5% nodularidade.

Analisando, especificamente, os ensaios LwSi, AvSi e HiSi é possível verificar que, para um teor de C relativamente constante, os teores de Si de 4,2%, 4,3% e 4,4% não têm uma correlação com o aumento ou decréscimo da nodularidade, sendo estes, 94,8%, 95,8% e 95,2%, respectivamente. Desta forma, não há uma correlação significativa entre o teor de silício e o valor da nodularidade. Este resultado não é concordante com o sugerido por Stets [34] e Torre [38] de que teores elevados de Si nos FNESS promovem a degeneração da grafite. Isto permite concluir que, para este processo industrial, a influência do Si não é predominante na nodularidade da grafite.

Por outro lado, o teor de carbono apresenta uma correlação significativa negativa com o valor de nodularidade obtido. Este resultado indica que um decréscimo do teor de C na composição química resulta num incremento do número de partículas de grafite vermicular do tipo III por mm^2 , resultando num decréscimo da nodularidade. Neste

sentido, o ensaio LwCE foi o que, com um valor de 2,8% de carbono, apresentou o valor mais alto de grafite do tipo III de todos os ensaios. Na Figura 22 verifica-se a variação da nodularidade em função do teor de C.

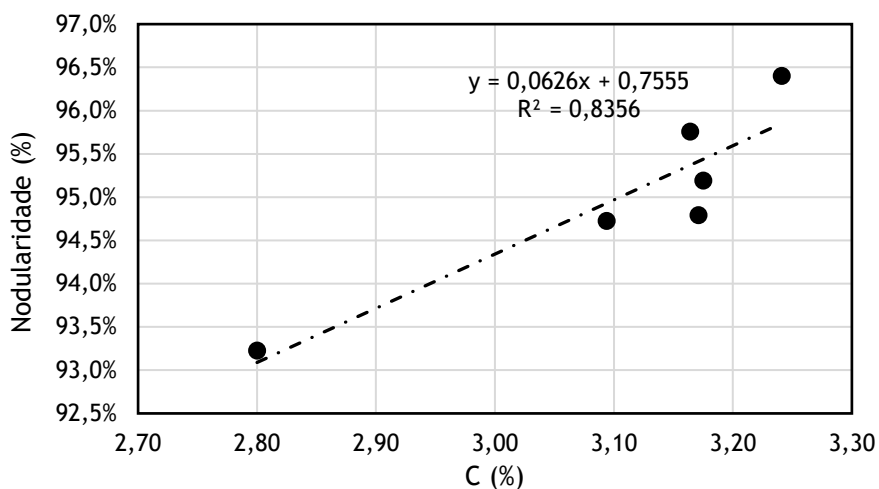


Figura 22 - Variação da nodularidade (%) com o aumento do teor de carbono (%).

Adicionalmente, o teor de Mg apresenta uma correlação significativa positiva com a nodularidade. Este elemento químico é fundamental no que toca ao processo de nodularização das partículas de grafite. As variações de Mg ao longo dos ensaios não foram planeadas no âmbito deste estudo, pelo que se apontou para um teor médio entre 0,05-0,07%, intervalo correspondente ao teor de magnésio utilizado para a liga de série. Todos os ensaios apresentaram um teor superior ao especificado, tendo sido obtido um máximo de 0,112% no ensaio HiCE. Na Figura 23 verifica-se a variação da nodularidade em função do teor de Mg.

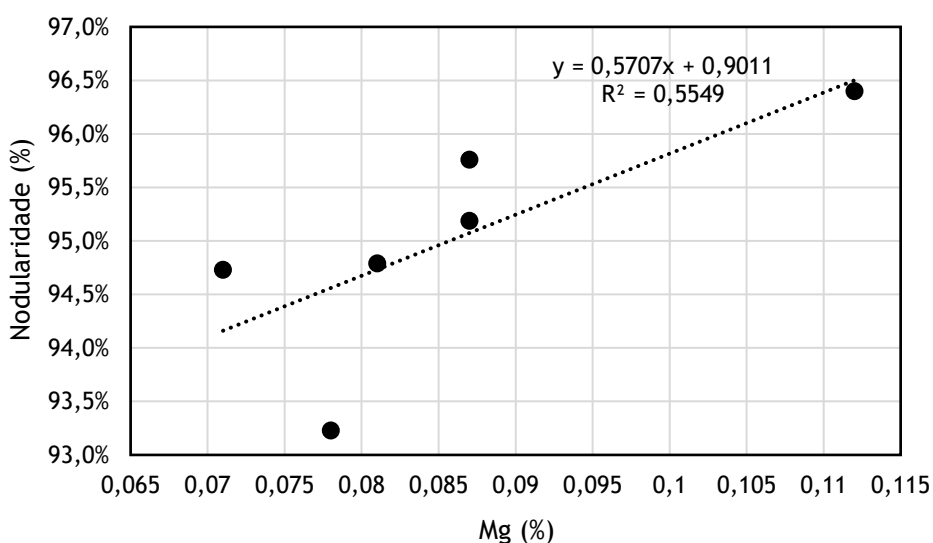


Figura 23 - Evolução da nodularidade (%) com o aumento do teor de Mg (%).

Contudo, os teores de Mg obtidos nestes ensaios são excessivamente altos para produção de ferro fundido nodular, sendo esperada uma grande quantidade de carbonetos devido ao elevado potencial deste elemento. Como tal não foi verificado na microestrutura, este teor apenas pode ser atribuído a um erro de medição do espectrómetro. Por este motivo, qualquer conclusão que envolva a influência do teor de Mg na nodularidade deve ser ponderada.

Através da análise das microestruturas obtidas verificou-se um aumento da quantidade de grafite degenerada em secções de maior espessura (secções “M”) para os ensaios de maior CE. Na Figura 25 é apresentado um exemplo de grafite explodida deste ensaio, provocado por um CE muito elevado e um tempo de solidificação muito longo. É verificado através do gráfico da Figura 24, que nos ensaios HiCE e HiSi, a quantidade de grafite do tipo III é maior na secção “M” do que nas restantes secções.

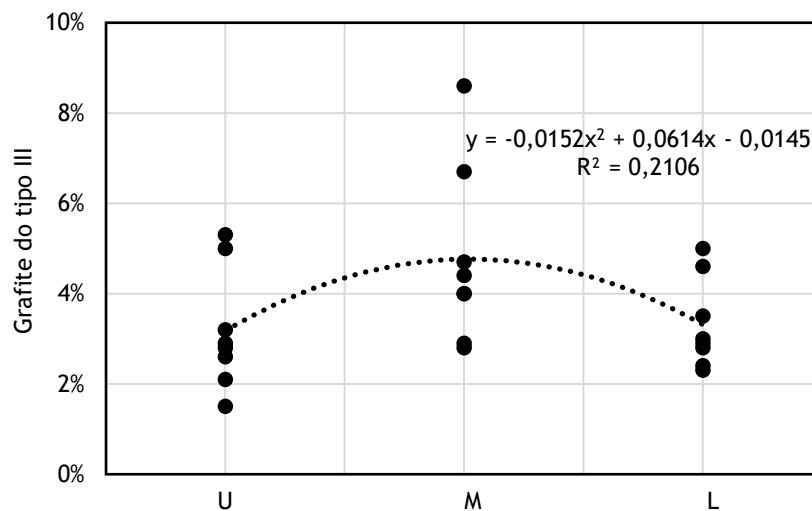


Figura 24 - Variação da grafite do tipo III conforme a secção da peça.

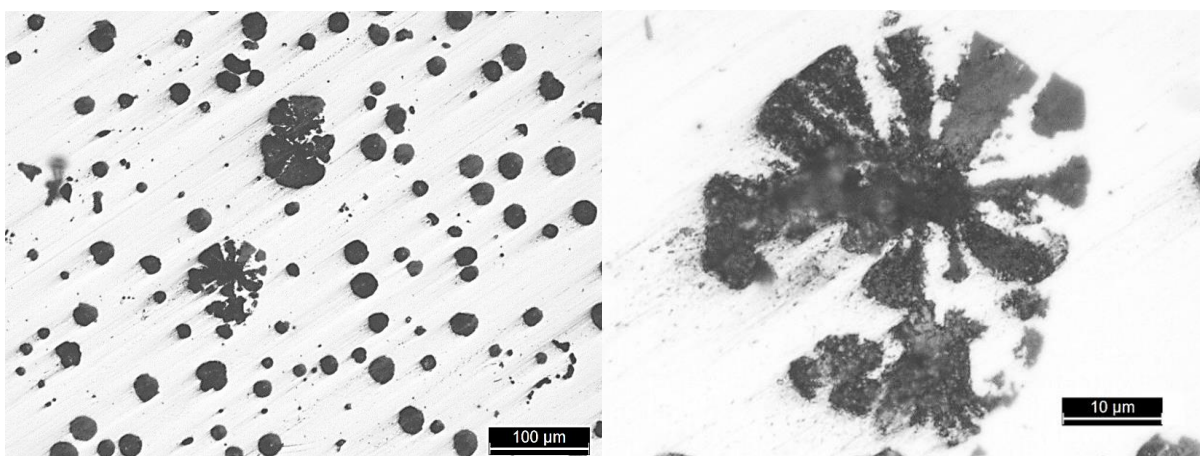


Figura 25 - Exemplo de Grafite explodida em microestrutura do ensaio HiCE, secção “M”.

A degeneração da grafite verificada no banho metálico de composições hipereutética elevadas (HiCE e HiSi) é acompanhada de um decréscimo notável da extensão após rotura (ver Figura 26). O mesmo resultado foi obtido por David [54] em banhos metálicos com CE superior a 4,7%, indicando que este decréscimo da ductilidade poderá estar relacionado com a quantidade de defeitos verificados na grafite, nomeadamente grafite explodida e agrupamento de grafite.

Os resultados sugerem que o efeito da morfologia da grafite é determinante na redução da extensão após rotura. No entanto, esta conclusão é dependente da realização de estudos das superfícies de fratura dos provetes de ensaio, para verificação da presença de grafite explodida.

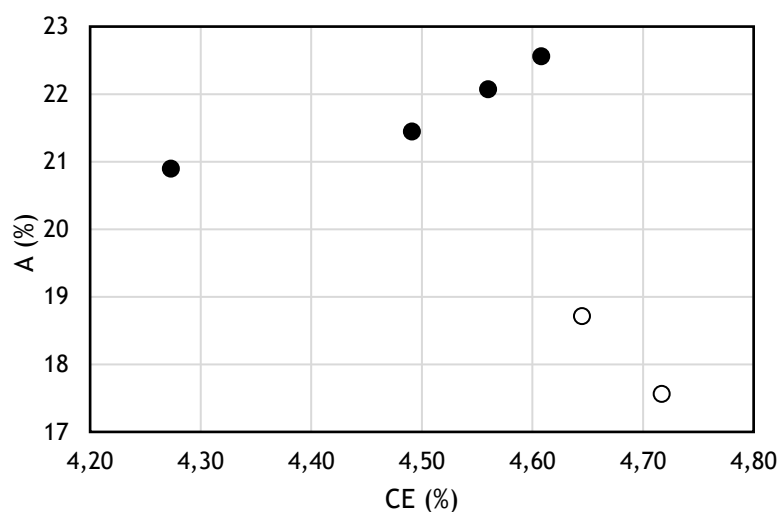


Figura 26 - Evolução da extensão após rotura (A) em função do CE (%).

No âmbito deste estudo, estes resultados sugerem, para esta peça, a adoção de CE inferiores a 4,65% de forma a evitar o aparecimento de defeitos da grafite nas secções mais maciças que podem provocar o decréscimo das propriedades mecânicas, nomeadamente a ductilidade.

1.1.2. Tamanho dos nódulos

Através dos resultados do tamanho médio da grafite, verifica-se que em todos os ensaios o maior número de nódulos é do tipo 6 e que, em média, a grafite do tipo 5 é a menos comum. Deste modo, para este processo industrial, estas ligas apresentam um tamanho médio entre 0,03 e 0,06 mm, podendo no máximo apresentar nódulos entre 0,06 e 0,12 mm. Na Tabela 7 é apresentado o desvio-padrão em μm baseado no valor médio do tamanho dos nódulos de grafite (TM_G).

Tabela 7 - Desvios-padrão (DP_L) e tamanho dos nódulos de grafite (TM_G) em µm.

Ensaio	CE	TM _G	DP _L
LwCE	4,27	34,95	21,48
AvCE	4,49	34,88	22,73
LwSi	4,56	39,90	24,30
AvSi	4,61	35,70	24,56
HiSi	4,64	36,08	28,79
HiCE	4,72	35,25	23,96

Existe uma correlação significativa positiva entre os valores do desvio-padrão e o carbono equivalente. Esta correlação indica que, com a variação do CE, entre 4,3% e 4,7%, provoca uma maior dispersão no tamanho dos nódulos (ver Figura 27). Com o decréscimo do CE é verificado o oposto, sendo a dispersão de tamanho dos nódulos mínima para CE = 4,3%. Este resultado indica que a transição entre uma composição hipereutética e eutética provoca um decréscimo da dispersão dos tamanhos de nódulos, apresentando estas microestruturas grafite de tamanhos semelhantes.

À medida que o CE do banho metálico aumenta, é verificada uma maior presença de nódulos de grafite primária. Estes nódulos identificam-se por serem maiores que os nódulos eutéticos. Na Figura 28 e na Figura 29, são apresentadas microestruturas dos ensaios LwCE e HiCE, correspondentes ao maior e menor carbono equivalente ensaiado. As figuras sugerem uma variação do tamanho de nódulos consideravelmente menor para o ensaio com composição eutética (LwCE), comparativamente ao ensaio com composição hipereutética (HiCE) (CE>4,7). A verificação visual comprova a análise estatística apresentada anteriormente.

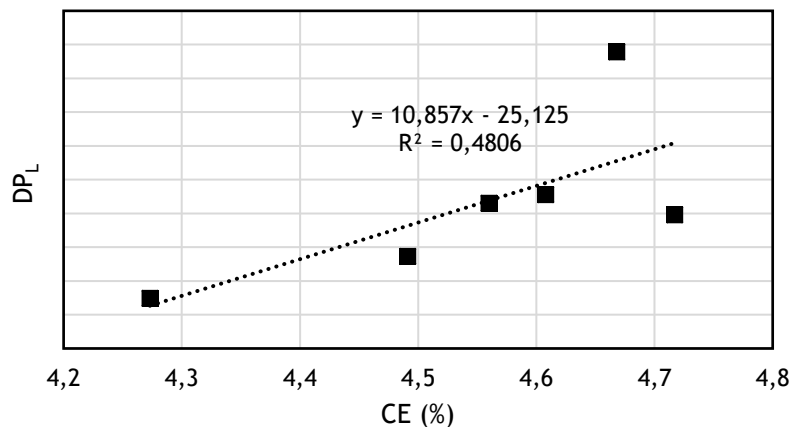


Figura 27 - Variação da dispersão do tamanho de nódulos em função do Carbono Equivalente (CE).

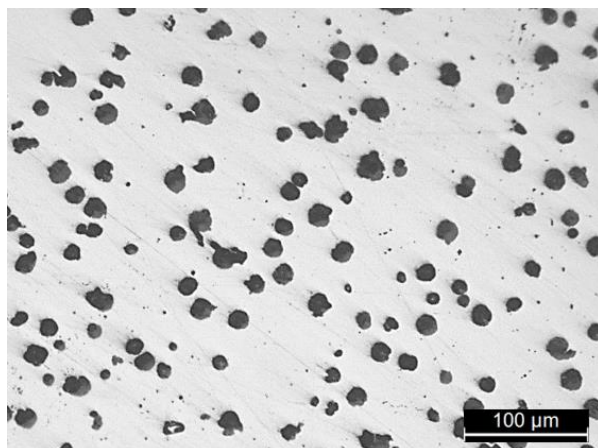


Figura 28 - Microestrutura referente ao ensaio LwCE: modelo de maior dureza da última moldação, posição 5 da secção “U”;

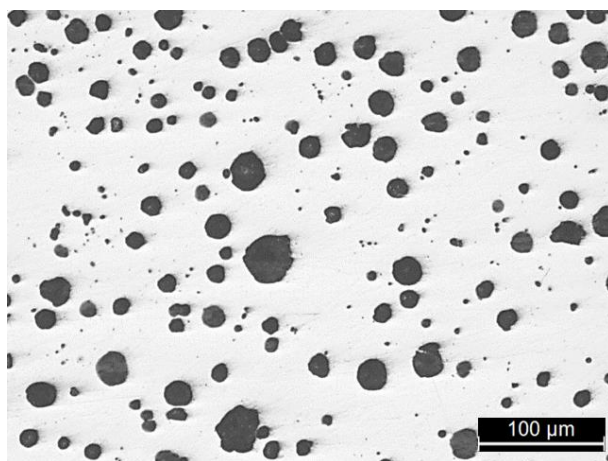


Figura 29 - Microestrutura referente ao ensaio HiCE: modelo de menor dureza da última moldação, posição 5 da secção “M”;

O decréscimo obtido no desvio-padrão para o ensaio HiCE não é concordante com a análise estatística apresentada e também não é representativo da realidade microestrutural das amostras do ensaio. Este erro pode estar associado a um número insuficiente de campos de análise para verificação de uma variação significativa do tamanho de nódulos. Adicionalmente, dado que este ensaio apresenta uma maior densidade de nódulos, a contagem de um grande número de nódulos de grafite primária poderá influenciar o cálculo do desvio-padrão.

1.1.3. Densidade de nódulos

Tendo em conta a densidade de nódulos dada pelo parâmetro N_F , é verificado que o número de nódulos por mm^2 é maior para o ensaio HiCE (348 nódulos/ mm^2) enquanto que o ensaio AvCE apresenta o menor número de nódulos por mm^2 (286 nódulos/ mm^2). A média geral de valores foi de 300 nódulos/ mm^2 com um desvio-médio de 19 nódulos/ mm^2 .

Com a variação do carbono equivalente, a média do valor da densidade de nódulos permaneceu praticamente constante entre 285 e 315 nódulos/mm², sendo a exceção o ensaio HiCE que apresentou a maior variação à média em, aproximadamente, 12,25% (39 nódulos/mm²) (ver Figura 32). Na Figura 30 e Figura 31 são apresentados exemplos destas duas microestruturas onde, através de análise visual se verificam diferenças claras na densidade de nódulos na área de análise.

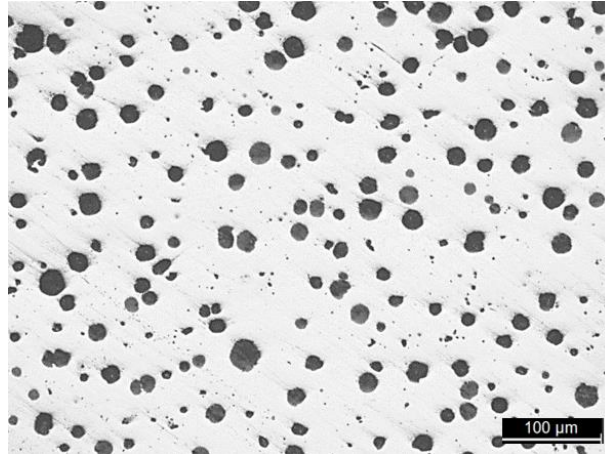


Figura 30 - Microestrutura referente ao ensaio HiCE: modelo de menor dureza da última moldação, posição 4 da secção “L” - 444 nódulos/mm².

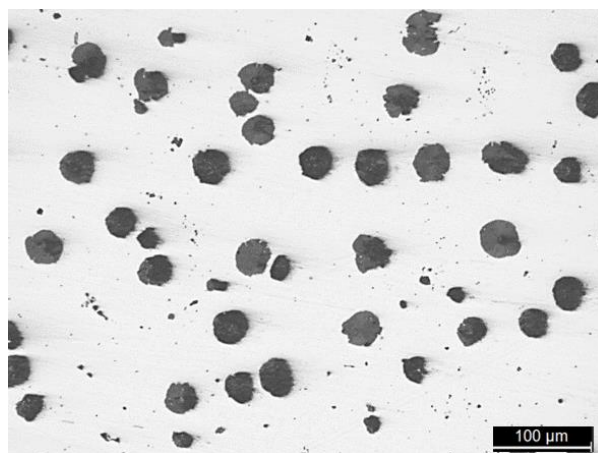


Figura 31 - Microestrutura referente ao ensaio AvCE: modelo de maior dureza da última moldação, posição 1 da secção “U” - 200 nódulos/mm².

Dado que os ensaios variaram apenas no teor de C e Si, os resultados parecem sugerir que a densidade de nódulos não está diretamente associada a variações do carbono equivalente. Este resultado está de acordo com o esperado, uma vez que a densidade de nódulos é inerente ao processo de inoculação e de grafitização do banho metálico. Dado que estes foram tratados igualmente, é expectável a mesma densidade de nódulos.

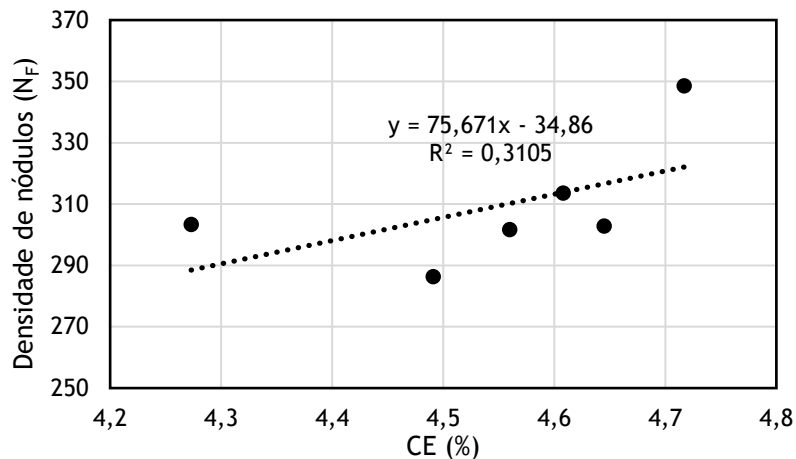


Figura 32 - Variação do número de nódulos/mm² em função do Carbono Equivalente (CE).

O valor elevado de densidade de nódulos obtido para o ensaio HiCE poderá ser fruto de um erro de inoculação. Embora não seja possível comparar as variáveis associadas aos tratamentos realizados no ensaio HiCE com os restantes, os resultados obtidos indiciam que os processos de tratamento não foram semelhantes.

Outra explicação para este erro poderá ser o facto de o *software* de análise de imagem da grafite apenas contar nódulos de formato V e VI para cálculo da densidade. Como o ensaio HiCE é correspondente ao ensaio de maior nodularidade, a quantidade de nódulos é maior por campo de análise do que os restantes ensaios, resultando numa maior densidade de nódulos. Com as informações recolhidas, não é possível atribuir uma explicação definitiva para este aumento.

1.2. Matriz metálica

Para todos os ensaios, as médias da quantidade de perlite são compatíveis com a norma NP EN 1563:2019 [23], que explicita um limite máximo de perlite de 5% para os FNESS.

Estes resultados vão ao encontro do esperado, dado que foi minimizada a quantidade de elementos promotores de perlite na composição química, como o cobre, manganês ou estanho.

A maior média da quantidade de perlite foi obtida no ensaio AvCE, enquanto que o ensaio LwCE apresentou a menor média. A amostra que, individualmente, apresentou a maior quantidade de perlite é referente ao ensaio HiSi da primeira moldação, modelo de maior dureza e secção “U” tendo sido obtido, aproximadamente, 8,2% de perlite (ver Figura 33). A amostra que apresentou uma menor quantidade de perlite foi a do ensaio HiCE da última moldação, modelo de maior dureza e secção “U”, tendo sido obtido 0% de perlite (ver Figura 34).

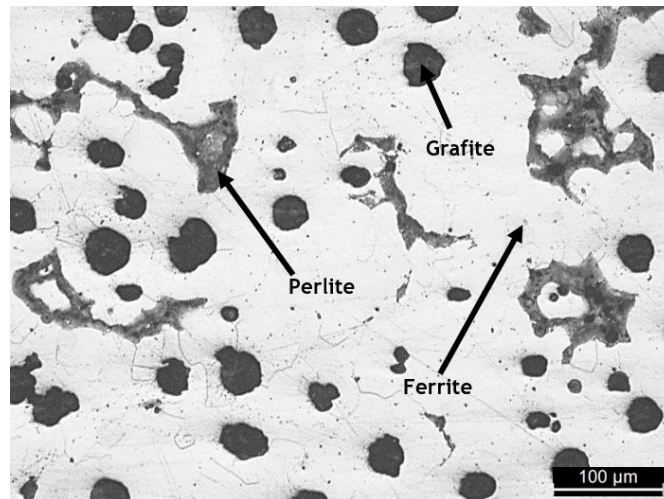


Figura 33 - Microestrutura referente ao ensaio HiSi: modelo de maior dureza da primeira moldação, posição 2 da secção “U” - 8,2% Perlite.

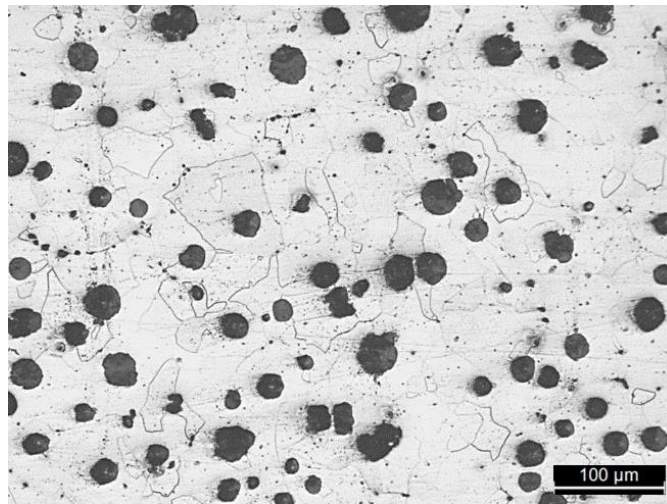


Figura 34 - Microestrutura referente ao ensaio HiCE: modelo de maior dureza da última moldação, posição 1 da secção “U” - 0% Perlite.

Existe uma correlação positiva significativa entre a quantidade de Cu e a quantidade de perlite analisada. Com o aumento do cobre na composição química, a quantidade média de perlite aumentou sendo que, para um teor de 0,08% de Cu, o valor médio de perlite foi de 1,29%. Para um valor de 0,09% de Cu o valor médio de perlite foi de 2,16% e para um valor de 0,11% de Cu o valor médio de perlite foi de 3,08%.

É importante referir que os valores obtidos para esta variável não podem ser extensivamente estudados, uma vez que o método de obtenção destes dados tem limitações e pode resultar em análises que não são representativas da realidade metalográfica. Adicionalmente, por se tratar de um estudo de ferros fundidos nodulares com matrizes maioritariamente ferríticas, as variações de perlite analisadas são mínimas. Dado que o intuito deste estudo não foi a análise da variação de perlite para cada ensaio,

nem foram modificados teores de perlizantes na composição química ao longo destes, a extensão desta análise é limitada e não pode ser corroborada por análises estatísticas significativas.

Com os dados recolhidos, conclui-se que o valor recomendado e especificado para cada ensaio de 0,08% de cobre é o ideal para minimizar a quantidade de perlite em microestrutura e mitigar os seus efeitos nas propriedades mecânicas. Estes resultados são concordantes com o reportado por Scruton [17], onde teores até 0,3% de Cu não promovem a formação de perlite acima dos 5% normalizados em NP EN 1563:2019 [23].

O CE é muitas vezes mencionado como uma variável importante para a produção de peças com espessuras de secção muito finas. São sugeridos banhos metálicos hipereutéticos para prevenir a precipitação de carbonetos, quando a inoculação não é suficiente. Javaid [55], Stefanescu [56] e Labrecque [57] sugerem para espessuras de secção inferiores a 3 mm um CE entre 4,7% e 5,0%, e Dogan [58] sugere um CE entre 4,7% e 4,8% para obtenção de secções inferiores a 1,5 mm.

Neste estudo, a peça em questão contém secções com espessuras finas até 5 mm, pelo que se deu especial atenção ao efeito do CE na formação de carbonetos. Verificou-se que nenhum dos ensaios realizados promoveu a formação de cementite livre, pelo que a variação do CE entre 4,3% e 4,7% poderá não ter influenciado este resultado.

Comparativamente a estes resultados, o grau EN-GJS-600-3 utilizado para produção em série desta peça, apresenta uma ocasional presença de cementite livre, especialmente nas secções “U” e “M” nas zonas mais finas. Estes resultados comprovam o explicitado por Labrecque [59], que afirma que a formação de carbonetos é minimizada para os FNESS.

2. Propriedades mecânicas

Na Tabela 8 é apresentado um resumo dos resultados dos ensaios mecânicos realizados para cada vazamento. Os valores do R_m , $R_{p0,2}$ e A constituem uma média de 4 ensaios de tração, exceto os ensaios L_wCE e A_vCE em que apenas foi possível realizar 2 e 1 ensaios de tração, respetivamente. A dureza Brinell apresentada constitui a média de 36 valores por ensaio. A totalidade dos resultados obtidos podem ser visualizados no Anexo F - 1 e no Anexo G - 1.

Tabela 8 - Propriedades mecânicas Rm, Rp_{0,2}, A e HBW para cada ensaio.

Designação do Ensaio	Rm (MPa)	Rp _{0,2} (MPa)	A (%)	HBW
LwCE	663	525	21	220
AvCE	632	487	21	216
LwSi	619	487	22	216
AvSi	638	502	23	223
HiSi	650	512	19	226
HiCE	648	495	18	224

Analisando os resultados de dureza apresentados na Tabela 8 verifica-se que todos os valores se encontram dentro do intervalo de 200-230 HBW, de acordo com a recomendação da norma NP EN 1563:2019 [23] para espessuras de parede relevante inferiores a 60 mm. Verificando a totalidade dos resultados obtidos, 215 dos 216 valores de dureza Brinell encontram-se dentro do intervalo recomendado, sendo a exceção referente ao ensaio AvSi da primeira moldação, secção M.

Da mesma forma, é possível verificar que os valores obtidos para os três propriedades mecânicas de tração analisadas são concordantes com o especificado pela norma NP EN 1563:2019 e cliente [23]. Para todos os provetes maquinados de paredes de espessura relevantes inferiores a 30 mm, os valores da tensão de rotura à tração (Rm) obtidos são superiores a 600 MPa, os valores de limite convencional de proporcionalidade a 0,2% (Rp_{0,2}) são superiores ao especificado de 470 MPa e a extensão após rotura (A) é superior ao especificado de 10%. Em média os valores de Rm, de Rp_{0,2} e de A são superiores ao mínimo estabelecido na norma em 6,8%, 6,6% e 100%, respetivamente.

2.1. Ensaio de tração

Os valores obtidos nos ensaios realizados são inéditos na relação Rm/A, sendo obtidos, para a mesma resistência mecânica uma ductilidade bastante elevada. Em média, os resultados dos ensaios de tração foram de 641 MPa ($\sigma_{\text{padrão}} = 15,26$ MPa), 501 MPa ($\sigma_{\text{padrão}} = 15,18$ MPa) e 20% ($\sigma_{\text{padrão}} = 2,71\%$), para o Rm, Rp_{0,2} e A. Salienta-se, adicionalmente, que dos 19 ensaios de tração realizados, 63% apresentou um valor de A acima de 20%, 58% apresentou um valor de Rm acima de 640 MPa e 58% um valor de Rp_{0,2} acima de 500 MPa.

A maior média de valores de R_m foi obtida no ensaio denominado por LwCE (663 MPa), enquanto que a menor média de valores de R_m foi obtida no ensaio LwSi (619 MPa). Observou-se a mesma situação para o parâmetro $R_{p0,2}$ onde, em média, o ensaio LwCE e o ensaio LwSi apresentaram o maior e menor valor, respetivamente. Quanto ao A, a maior média de valores foi obtida no ensaio AvSi (23%) enquanto que a menor média de valores foi registada no ensaio HiCE (18%).

Considerando os valores obtidos e analisando o gráfico da Figura 35, o ensaio LwCE é o que apresenta a melhor combinação de propriedades mecânicas avaliadas. Para este ensaio a média de resultados do R_m , $R_{p0,2}$ e A diferenciam-se do seu limite mínimo normalizado em 63 MPa, 55 MPa e 11%, respetivamente. Por outro lado, o ensaio LwSi é o que apresenta a pior combinação destas três propriedades sendo que, em média, o R_m , $R_{p0,2}$ e A apenas se distinguem do seu limite mínimo normativo em 19 MPa, 17 MPa e 12%, respetivamente.

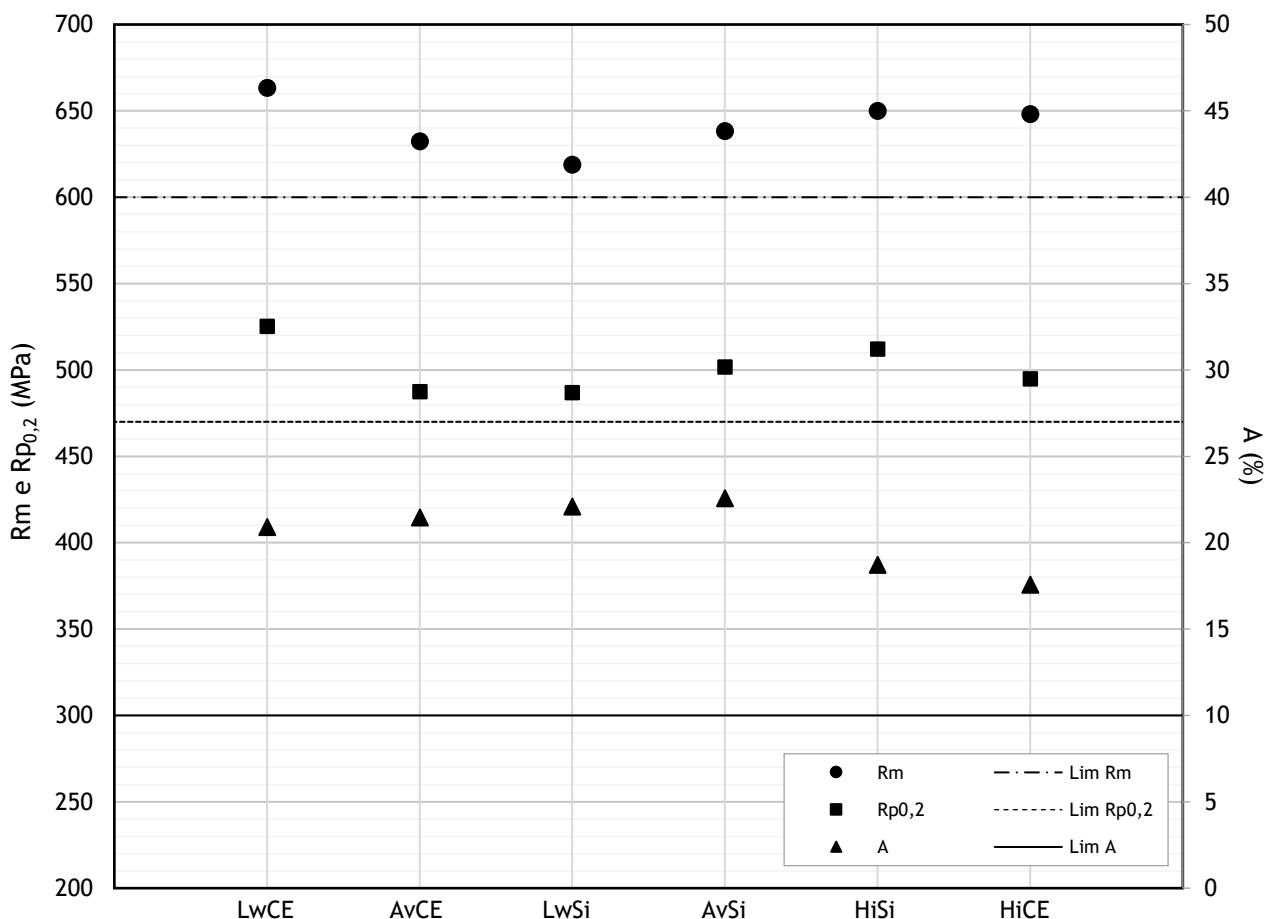


Figura 35 - Resultados obtidos para o R_m , $R_{p0,2}$ e A e os respetivos limites mínimos normativos segundo NP EN 1563:2019 [23].

Devido à escassez de resultados mecânicos do ensaio LwCE, (n° de amostra = 2) não é possível analisar a dispersão de resultados com os restantes ensaios (n° da amostra = 4).

Contudo, através da análise dos dois ensaios realizados verifica-se uma grande dispersão de resultados, principalmente para os parâmetros R_m e $R_{p0,2}$ apresentando, respetivamente, um desvio-padrão de 24,6 MPa e 33,5 MPa. Desta forma, com a quantidade de resultados disponíveis, o ensaio LwCE não constitui a melhor opção para produção desta liga dada a baixa precisão de resultados. O AvSi, por outro lado, é o ensaio com a melhor combinação de resultados associado ao menor desvio-padrão obtido. Para este ensaio, o R_m , $R_{p0,2}$ e A exibiram um desvio-padrão de, respetivamente, 3,6 MPa, 2,5 MPa e 1,80% e uma diferença para o limite mínimo normativo de cada propriedade de 38,2 MPa, 31,6 MPa e 12,6%.

Através da análise das médias de resultados de cada ensaio verificou-se um incremento linear entre 4,2% e 4,4% de Si de, aproximadamente, 10 MPa por cada 0,05% de Si. Esta tendência é interrompida no ensaio HiCE com 4,43% Si, onde se verificou um decréscimo da média de resultados em 15 MPa.

Analisando os resultados obtidos, é possível verificar uma correlação significativa positiva entre as variáveis Si e R_m , indicando que, para estes ensaios, um aumento do teor de Si resulta num aumento do R_m . Para teores superiores a 4,4% Si foi obtida a maior frequência de resultados superiores a 640 MPa (11 ensaios), enquanto que para teores inferiores a 4,2% Si foi obtida a menor frequência de resultados inferiores a 630 MPa (4 ensaios). Esta correlação entre o R_m e o teor de Si é apresentada por uma linha de tendência positiva do gráfico da Figura 36.

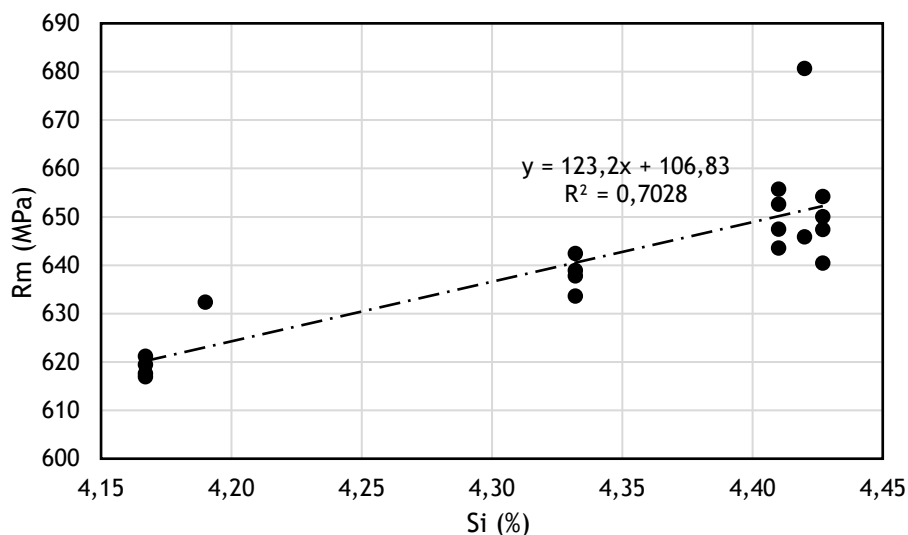


Figura 36 - Variação do R_m com o aumento do teor de Si (%).

É possível verificar uma correlação significativa positiva entre as variáveis Si e $R_{p0,2}$. Na Figura 37, para teores inferiores a 4,2% de Si, foi obtido o maior número de resultados inferiores a 490 MPa (4 ensaios) e para teores de Si superiores a 4,4% foi obtido o maior

número de resultados superiores a 500 MPa (8 ensaios), sendo verificado o mesmo tipo de tendência positiva nos valores de $R_{p0,2}$ com o aumento do teor de Si.

Descrevendo a evolução da média de resultados com o aumento do teor de Si, verificou-se um incremento constante de aproximadamente 10 MPa no $R_{p0,2}$ entre cada ensaio, tal como o parâmetro R_m . Da mesma forma, para o parâmetro $R_{p0,2}$ o ensaio HiCE, com 4,43% Si, exibiu um decréscimo em aproximadamente 30 MPa.

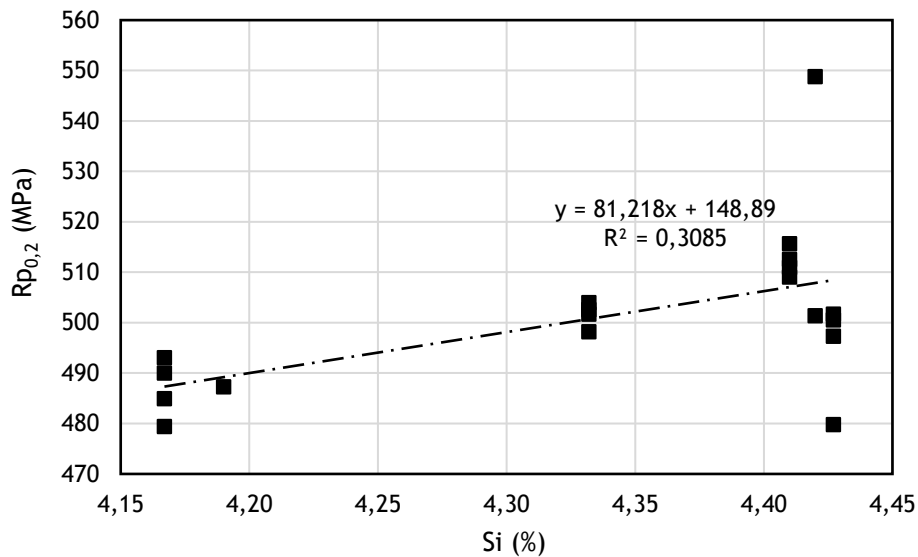


Figura 37 - Variação do $R_{p0,2}$ com o aumento do teor de Si.

Contrariamente, não se observou uma correlação entre as variáveis Si e A. Segundo a Figura 38 verifica-se que um aumento do teor de Si provoca um ligeiro decréscimo da extensão após rotura para teores de Si superiores a 4,4%, no entanto, os valores de A mantêm-se praticamente constantes até este valor.

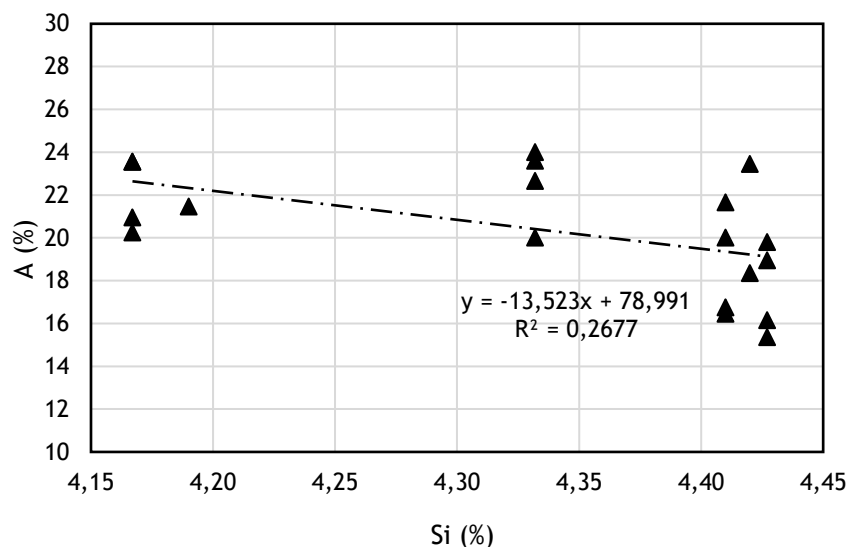


Figura 38 - Variação do A com o aumento do teor de Si.

A partir dos resultados obtidos das propriedades mecânicas do R_m e $R_{p0,2}$ é verificado o efeito do endurecimento da ferrite provocado pelo teor crescente de Si, descrito por Stets [34], Glavas [18], Björkegren [33], Martínez [35], Torre [38] e Hammersberg [36]. O presente estudo constatou que a variação de Si entre 4,16% Si e 4,42% Si resultou num aumento de R_m e $R_{p0,2}$ entre, aproximadamente, 619 MPa e 655 MPa. Na Figura 39 são apresentados os valores obtidos juntamente com os resultados de estudos de referência, onde é possível verificar uma concordância. Alguns autores referem o decréscimo dos valores de R_m e $R_{p0,2}$ a partir de 4,22% de Si [18], valor que é recomendado na norma NP EN 1563:2019 para esta classe normalizada. No entanto, para os ensaios realizados não se verificou o efeito do teor de Si na fragilização da ferrite, até 4,4% Si. Estes valores são concordantes com outros autores que descrevem um limite de endurecimento da ferrite a, aproximadamente, 5,5% [35].

O decréscimo dos valores do R_m e $R_{p0,2}$ obtidos no ensaio HiCE apontam para uma possível fragilização da ferrite com um teor de Si de 4,43%. No entanto, não é possível, através da quantidade de ensaios realizados, tirar uma conclusão definitiva acerca do limite do teor de Si, pelo que este estudo apenas recomenda a utilização de teores de Si que não ultrapassem os 4,4%, para obtenção das melhores propriedades mecânicas possíveis.

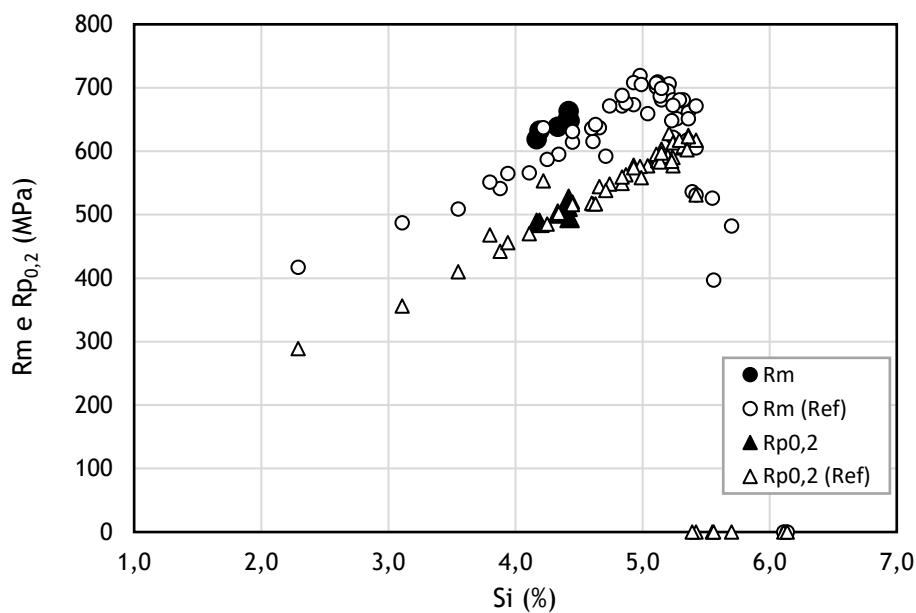


Figura 39 - Evolução do R_m e $R_{p0,2}$ (MPa) em função do teor de Si (%) para os ensaios do corrente estudo e referências (Ref) [18, 33, 35].

É nos valores da extensão após rotura que os resultados referentes a estes ensaios sobressaem positivamente em relação aos estudos de referência para esta liga. Para valores semelhantes de R_m e $R_{p0,2}$, os ensaios realizados neste estudo exibem valores de extensão após rotura bastante superiores ao esperado. Comparativamente a Martínez [35],

Stets [34] e Glavas [18] seria de esperar que, para um teor de Si entre 4% e 5%, a extensão após rotura exhibisse um valor entre 5% e 15%, aproximadamente. Na Figura 40, para os ensaios deste estudo não se verificou a mesma gama de valores, tendo sido obtidos valores de extensão após rotura entre 15% e 25%, aproximadamente.

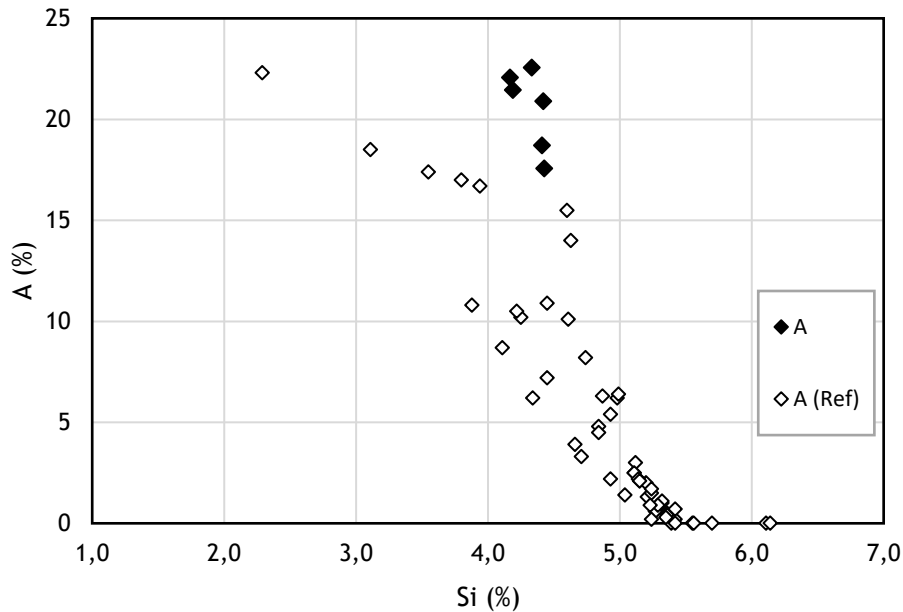


Figura 40 - Evolução do A (%) em função do teor de Si (%) para os ensaios do corrente estudo e referências (Ref) [18, 33, 35].

Adicionalmente, um decréscimo do teor de Si entre aproximadamente 4,4% e 4,1% Si não tem um impacto significativo na extensão após rotura, permanecendo esta praticamente constante. Esta gama de teores de Si em que A é constante é bastante maior do que os valores reportados pelas referências mencionadas. Porém, para os ensaios HiCE e HiSi com um teor de Si superiores a 4,4% foi obtido um ligeiro decréscimo na extensão após rotura, podendo confirmar-se, deste modo, o efeito negativo do teor excessivo do Si [18].

Comparativamente aos estudos referenciados, os teores de Mn dos ensaios deste estudo são consideravelmente superiores, apresentando uma média de 0,37% ao invés de 0,06-0,10%. Verificando o efeito deste elemento reportado em bibliografia e adicionando a gama de valores deste estudo, é verificada uma correlação positiva entre o teor de Mn e o aumento da extensão após rotura. Tal como demonstrado pela primeira vez por Torre et al. [38], um aumento do teor de Mn, em ligas com silício suficiente para promover uma estrutura totalmente ferrítica, pode induzir um aumento significativo da ductilidade. Contudo, o autor não desenvolve extensivamente esta ideia nem apresenta uma justificação ou mecanismo. Adicionalmente, Gonzaga [47] verificou que a presença de Si elimina consideravelmente o efeito de promoção de perlite do Mn.

Hammersberg [36] verificou que um sistema de gitagem otimizado resulta em incrementos

significativos da extensão após rotura, em aproximadamente 10%. Contudo, estes valores permanecem inferiores aos 20% obtidos nos ensaios realizados neste estudo. Adicionalmente, o mesmo autor validou, em ensaios com teores de Mn entre 0,3% e 0,4% e sistemas de gitagem otimizados, extensões após rotura entre 15% e 20%.

Embora a hipótese seja meramente indicativa, a combinação de um sistema de gitagem muito otimizado, que é o caso desta caixa diferencial, com teores de Mn entre 0,3% e 0,4% poderá ser o motivo para os elevados valores de extensão após rotura verificados nos ensaios deste estudo.

Analisando o impacto do teor de carbono nas propriedades mecânicas, verifica-se que não existe uma correlação significativa entre o teor de C e as variáveis R_m , $R_{p0,2}$ e A . Igualmente, a partir dos resultados obtidos de dureza, conclui-se que não existe uma correlação direta entre a variação de durezas e o aumento do teor de carbono. Desta forma, tal como reportado por Torre [38], a influência do teor de C não parece ser muito relevante para as propriedades mecânicas. O teor de carbono deve ser controlado apenas como forma de evitar a degeneração da grafite ou a flutuação da grafite durante a solidificação, algo que foi considerado neste estudo através da projeção de CE superiores a 4,3% e inferiores a 4,7% [38, 60].

Relativamente a 78 ensaios mecânicos realizados a provetes da liga EN-GJS-600-3 de série, em média, a ductilidade (dada pela extensão após rotura) da liga EN-GJS-600-10 é 64% superior (média = 12,39%, $\sigma_{\text{padrão}} = 5,31\%$). Com a realização destes ensaios pretendeu-se, adicionalmente, comprovar o conceito do anexo A.3.1 da norma NP EN 1563:2019 [23], onde é descrita a superior relação de “tensão limite convencional de proporcionalidade a 0,2% / tensão de rotura” nos FNESS face às ligas convencionais. A norma descreve uma relação entre 75% e 85% para as novas ligas e uma relação baixa de 55% a 65% para os ferros fundidos nodulares convencionais.

No âmbito deste estudo, com uma amostra de 18 ensaios a ligas de designação normativa GJS-600-10 e 78 ensaios a ligas EN-GJS-600-3, a relação $R_{p0,2}/R_m$ foi, respetivamente, 78% ($\sigma_{\text{padrão}} = 0,01\%$) e 64% ($\sigma = 0,08\%$). É comprovado, desta forma, que os valores obtidos dos ensaios realizados a ligas FNESS estão de acordo com o descrito na norma e apresentam, em média, uma maior relação de $R_{p0,2}/R_m$. Na Figura 41 é possível verificar a diferença desta relação entre estas duas ligas, para ensaios realizados a provetes maquinados da mesma secção e da mesma peça.

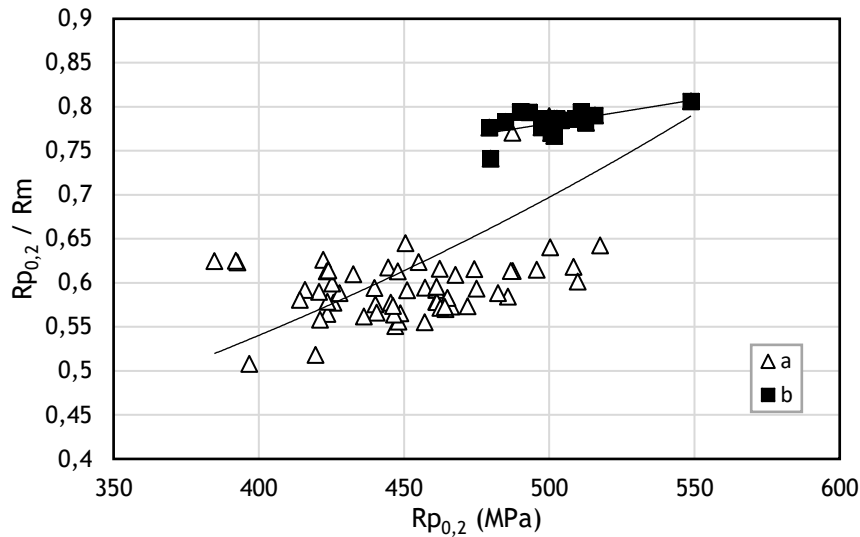


Figura 41 - Relação $R_{p0,2}/R_m$ entre classes EN-GJS-600-3 (a) e EN-GJS-600-10 (b).

Estes valores indicam que com o aumento do teor de Si é registada uma maior evolução do parâmetro $R_{p0,2}$ do que do R_m . Esta relação indica que estas ligas possuem um maior limite de comportamento elástico, sendo possível a absorção de maiores forças de tração até ao início da deformação plástica face às ligas convencionais perlíticas. Este aumento do $R_{p0,2}$ permitirá a idealização de peças com espessuras de secção mais finas face às ligas convencionais [32, 33]. Apesar desta relação $R_{p0,2}/R_m$ ser maior, os valores de A não são afetados, sendo estes consideravelmente superiores aos das ligas perlíticas. Na Figura 42, é possível comprovar este conceito descrito no anexo A.3.1.1. da norma NP EN 1563:2019 [23].

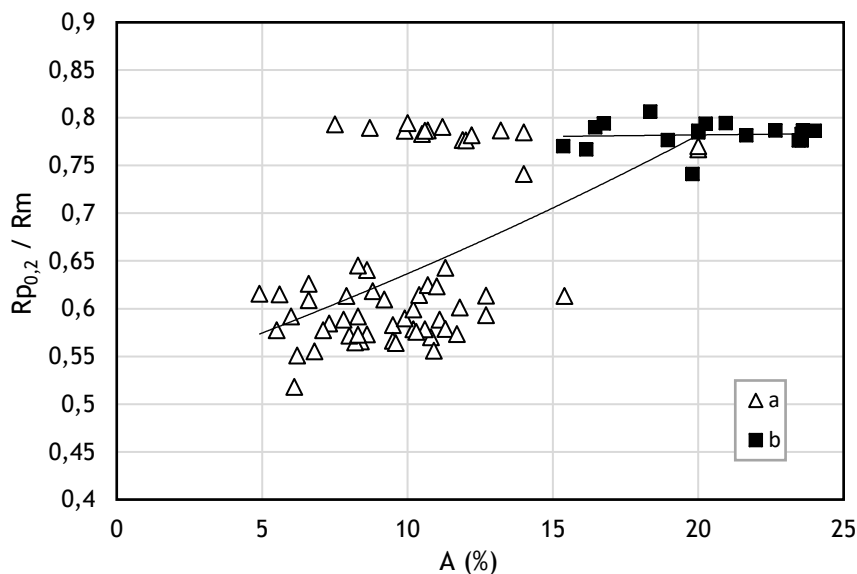


Figura 42 - Variação da extensão após rotura (%) entre as classes EN-GJS-600-3 (a) e EN-GJS-600-10 (b).

2.2. Dureza

Analisando a totalidade dos resultados obtidos, a média de durezas foi de, aproximadamente, 221 HBW ($\sigma_{\text{padrão}} = 6,2$). A moda de durezas foi de 217 HBW com uma frequência de 113 ensaios, seguido por 229 HBW com uma frequência de 58 ensaios. A totalidade dos resultados pode ser consultada no Anexo G - 1.

O ensaio que apresenta a maior dureza média é o ensaio HiSi (226 HBW) e os ensaios com menor dureza média são o AvCE e LwSi (216 HBW). Avaliando a dispersão de resultados, o ensaio que apresenta a maior variação, dada pelo desvio-padrão, é o ensaio AvSi ($\sigma_{\text{padrão}} = 6,7$) e o que apresenta maior estabilidade de resultados é o ensaio LwSi ($\sigma_{\text{padrão}} = 2,2$). O ensaio LwCE apresenta a menor variação de resultados ($\sigma_{\text{padrão}} = 0,7$) entre as médias de cada ponto de amostragem e o ensaio AvSi a maior ($\sigma_{\text{padrão}} = 2,8$), tal como verificado na Figura 43.

Os resultados estão de acordo com o esperado dado que o desvio-padrão se encontra relativamente baixo, indicando valores de dureza mais homogêneos. Tal como especificado na norma NP EN 1563:2019 [23], o facto da microestrutura ser totalmente ferrítica garante maior consistência dos valores de dureza e, da mesma forma, as velocidades de arrefecimento, que são dependentes da variação de espessura de secção, não têm um impacto significativo na alteração da microestrutura. Esta estabilidade de resultados pode ser verificada no gráfico da Figura 43 onde é apresentada a média de durezas por ponto de amostragem, tal como descrito no capítulo 2.5 dos procedimentos.

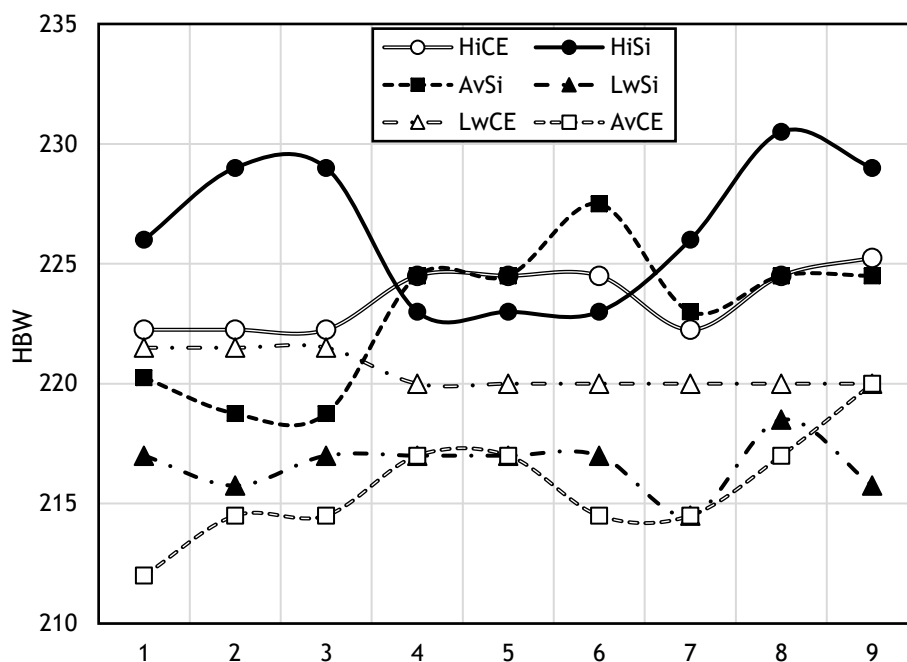


Figura 43 - Evolução da média de durezas para cada ensaio dos nove pontos de amostragem.

A correlação entre o teor de Si e os valores de dureza Brinell não é significativa, dado que a variação de dureza obtida com o aumento do teor de Si não é suficiente para comprovar o endurecimento por solução sólida da ferrite. Dado que a gama de teores de Si ensaiada varia entre 4,2% e 4,5%, o efeito do endurecimento por solução sólida na dureza poderá não ser significativo para o aumento do valor médio de dureza.

Contudo, verificando a Figura 44 é perceptível uma diferença da média de durezas entre os ensaios LwSi e AvCE e os restantes. Estes, que constituem os ensaios de menor teor de Si (aproximadamente 4,18%), apresentaram, em média, uma dureza de 216 HBW, enquanto que os restantes apresentaram, em média, uma dureza de 223 HBW com teores de Si superiores a 4,3%. Estes dados indicam que um aumento do teor do Si entre 4,20% e 4,30% resulta num aumento de dureza de aproximadamente 7 HBW.

Em ambiente industrial esta variação de 10 HBW, entre teores de Si de 4,2% e 4,5%, pode ser praticamente desprezável.

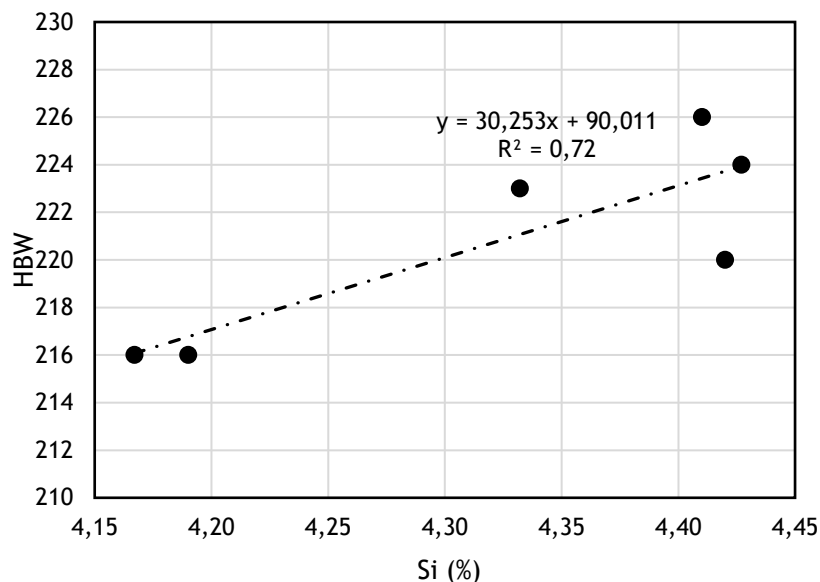


Figura 44 - Evolução das médias das durezas com o teor de Si.

Esta uniformidade de durezas resulta numa melhoria da maquinabilidade através do menor desgaste das pastilhas de corte. Para comprovação foram realizados ensaios de maquinabilidade, consistindo na contagem do número de peças maquinadas por pastilha de corte. Os relatórios indicam que o desgaste foi, aproximadamente, 15% inferior à liga de série EN-GJS-600-3. Estes resultados sugerem uma melhor maquinabilidade das novas ligas face às liga convencionais, comprovando o descrito por Björkegren [33] e Stets [34].

3. Influência das variáveis do processo

3.1. Tração

Analisando especificamente as diferenças obtidas entre o início e fim do vazamento verifica-se, que não existe uma correlação específica entre o aumento ou decréscimo do R_m , $R_{p_{0,2}}$ e A e a primeira e última moldação de cada vazamento. Na Figura 45, é possível verificar a evolução destas propriedades mecânicas entre o início e fim do vazamento, sendo que as linhas verticais, da esquerda para a direita de cada gráfico, correspondem à primeira e última moldação. Nestes gráficos apenas foram incluídos os ensaios HiCE, AvSi, LwSi e HiSi uma vez que não existem resultados do início e fim do vazamento para os ensaios LwCE e AvCE.

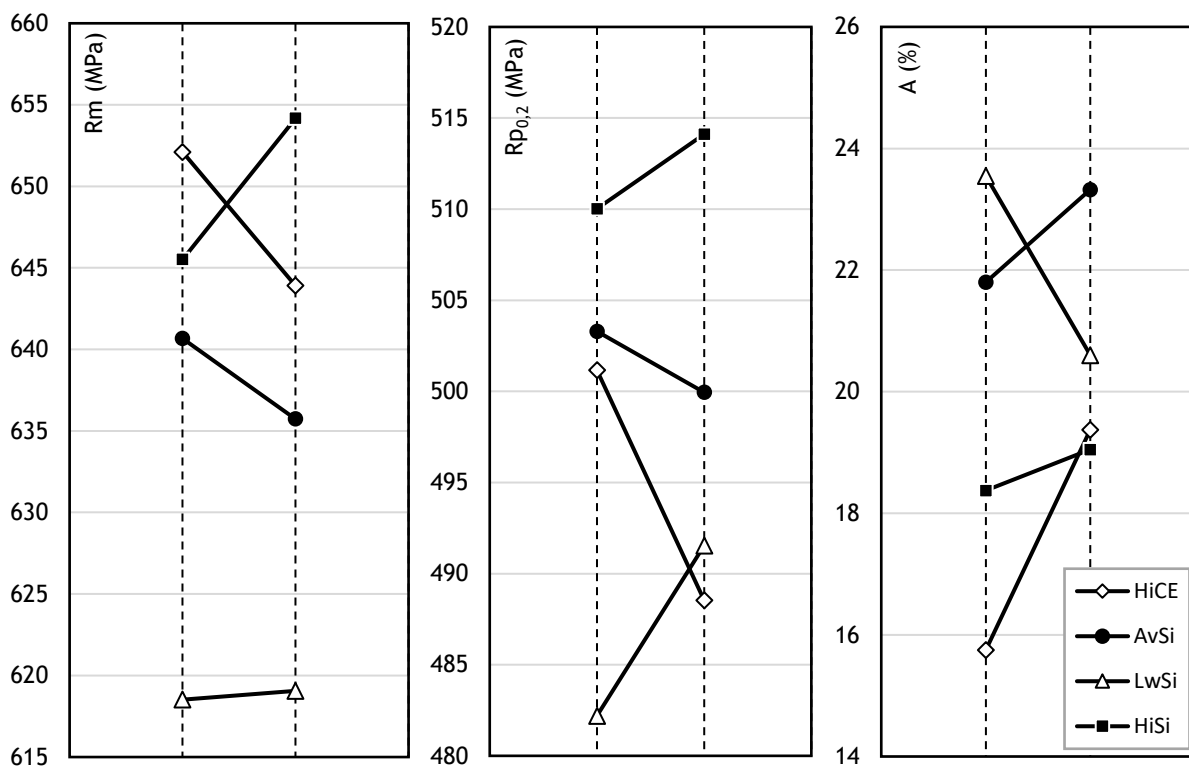


Figura 45 - Comparação dos valores do R_m , $R_{p_{0,2}}$ e A entre a primeira e última moldação dos ensaios HiCE, AvSi, LwSi e HiSi.

É possível verificar que, para os ensaios HiCE e AvSi, as propriedades R_m e $R_{p_{0,2}}$ apresentaram um decréscimo entre o início e fim do vazamento, enquanto que o inverso foi detetado para os ensaios LwSi e HiSi. Para a extensão após rotura (A), o ensaio LwSi apresentou um decréscimo entre a primeira e última moldação enquanto que os restantes exibiram um incremento.

As diferenças das propriedades mecânicas entre a primeira e última moldação implicam

um aumento da resistência mecânica (R_m e $R_{p0,2}$) e um decréscimo da ductilidade (A), ou o aumento da ductilidade e o decréscimo da resistência mecânica. Contudo, no ensaio HiSi, entre a primeira e última moldação, ambas as propriedades exibiram um aumento.

No geral, o ensaio HiCE foi o que apresentou as maiores diferenças do R_m (-8,2 MPa), $R_{p0,2}$ (-12,6 MPa) e A (+3,6%) entre a primeira e última moldação. Apesar de não ser possível associar um decréscimo ou incremento entre o início e fim do vazamento, há uma variação das propriedades mecânicas entre a primeira e última moldação o que sugere uma alteração microestrutural.

Com o aumento do tempo de vazamento e decréscimo da temperatura (diferença entre a primeira e última moldação) ocorrem os desvanecimentos dos tratamentos de nodularização e inoculação.

O primeiro afeta a nodularidade da grafite que provoca efeitos degenerativos nas propriedades mecânicas através da criação de pontos de propagação de tensões. A segunda afeta a nucleação da grafite e deste modo a densidade de nódulos. Este último tratamento é particularmente importante uma vez que previne a formação de carbonetos que o Mg (adicionado na etapa de nodularização) promove. Este poderia ser um dos motivos pelo qual as propriedades mecânicas variavam nos ensaios realizados. No entanto, uma vez que os ensaios foram realizados com um processo de inoculação *in-stream*, o tratamento de inoculação não deve variar ao longo do tempo de vazamento.

Da mesma forma, não existe uma correlação entre o tempo de vazamento e as propriedades mecânicas. Verificou-se através de análise microestrutural que a quantidade de nódulos não variou significativamente entre a primeira e última moldação e que a quantidade de carbonetos não incrementou ao longo do vazamento, comprovando que a eficácia da inoculação não é afetada ao longo desta operação.

Comprova-se que a nodularidade das amostras não variou significativamente entre a primeira e última moldação, indicando que o tratamento de nodularização não é afetado.

Este estudo sugere, deste modo, que com as informações recolhidas as variações experienciadas entre o início e fim do vazamento de cada ensaio não têm uma variável em comum, não sendo possível qualquer conclusão a cerca desta variação.

Este estudo indica também que, para os ensaios AvSi, HiCE e HiSi, a subida da extensão após rotura entre primeira e a última moldação não está de acordo com o expectável. Segundo Bockus et al. [31], esta propriedade mecânica deve apresentar um valor constante entre 5 a 15 minutos após nodularização, a partir do qual sofre um decréscimo significativo. Para um tempo de vazamento médio de aproximadamente 6,5 minutos seria expectável um valor semelhante de A ao longo do vazamento ao invés de um incremento.

Através da análise das temperaturas de vazamento, verificou-se que nenhuma das propriedades mecânicas é influenciada pela variação deste parâmetro, exceto a extensão após rotura. Neste caso, é possível analisar uma correlação negativa significativa entre estas duas variáveis, o que significa que, como sugere a Figura 46, um aumento da temperatura de vazamento resulta num decréscimo do A.

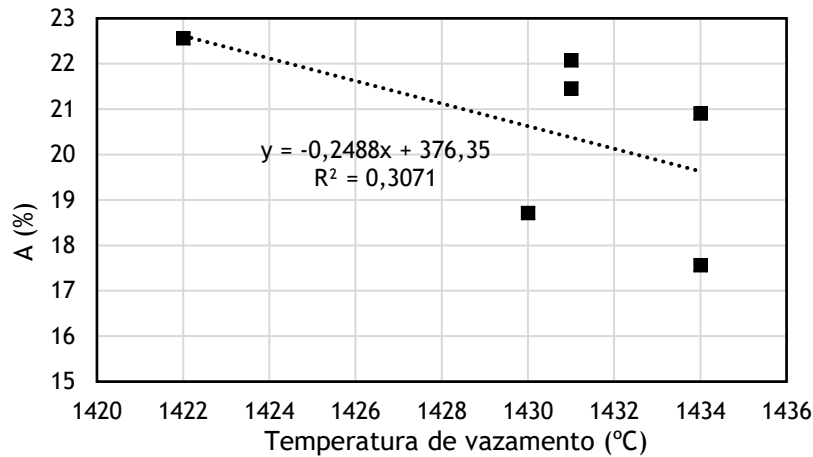


Figura 46 - Variação da extensão após rotura (%) com a temperatura registada no início de vazamento.

Analisando especificamente os extremos significativos desta correlação, o ensaio denominado por AvSi que registou a menor temperatura de vazamento (1422°C) apresentou, em média, um A de 23%, enquanto que o ensaio HiCE, que registou a maior temperatura de vazamento (1434°C), apresentou um A de 18%. Adicionalmente, verifica-se uma maior correlação entre o aumento da extensão após rotura com o decréscimo da temperatura de vazamento na última moldação, comparativamente à primeira moldação. Através deste resultado, conclui-se que as diferenças de temperatura de vazamento têm uma influência na ductilidade sendo esta mais prevalente no fim do vazamento.

Contudo não é possível garantir que este seja o único parâmetro do processo que define o aumento ou decréscimo da extensão após rotura, sendo apenas possível afirmar que este é um dos parâmetros do processo que introduz variabilidade aos valores obtidos.

3.2. Microestrutura

Não há uma correlação significativa entre os valores de nodularidade e as secções da peça, exibindo todas, em média, 95% de nodularidade. Adicionalmente, não há uma variação significativa da quantidade de grafite do tipo VI entre secções, exibindo todas, em média, 64%. A partir destes resultados, as variações de espessura das diferentes secções da peça não parecem influenciar a nodularidade da grafite, assumindo esta um valor estável ao longo do perfil da peça. Esta análise apresenta exceções como é o caso abordado dos

ensaios HiCE e HiSi, onde na secção de maior espessura “M” a nodularidade decresceu ligeiramente, tendo esta redução sido associada ao CE.

Apesar de ser praticamente desprezável, verificou-se uma ligeira atenuação da dispersão de tamanho de nódulos de grafite nas secções U ($\sigma_{\text{padrão}} = 14,14\%$) e M ($\sigma_{\text{padrão}} = 14,17\%$) comparativamente à secção L ($\sigma = 14,30\%$). Da mesma forma, há um incremento da quantidade de partículas de grafite de tamanho 5 da secção L para a U. Estes valores indicam que ao longo do perfil da peça, no geral, o diâmetro máximo das partículas de grafite diminui ligeiramente na direcção da gravidade, assumindo como referência a posição da peça na moldação durante o vazamento.

3.3. Dureza

Comparando os valores de dureza, são verificadas correlações negativas nos ensaios HiCE e LwCE, indicando que entre a primeira e última moldação é verificado um decréscimo da dureza das peças. É possível concluir que, no geral, existe um decréscimo das durezas ao longo do vazamento e que para os ensaios HiCE e LwCE estes efeitos são mais notórios.

Estes ensaios apresentaram as temperaturas de início de vazamento mais altas dos ensaios realizados (1434°C) podendo estes resultados estar relacionados com o explicitado no capítulo dos ensaios de tração, onde o aumento da temperatura de vazamento exibiu uma correlação significativa com o decréscimo da extensão após rotura. Neste caso, verifica-se uma correlação significativa positiva entre a temperatura de vazamento e a diferença das médias de durezas entre a primeira e última moldação.

Esta correlação indica que, com o aumento da temperatura de vazamento inicial, a diferença entre as durezas obtidas na primeira e última moldação é maior.

Os ensaios HiCE e LwCE são os que apresentam a maior diferença entre estas médias de durezas, indicando que a temperatura de vazamento de 1434°C poderá não ser a mais indicada no que toca a estabilidade das propriedades mecânicas ao longo do vazamento.

Porém, apesar de não ser possível afirmar que esta seja a única variável que influencia o decréscimo das durezas ao longo do vazamento, os resultados obtidos apontam que a temperatura inicial de vazamento é um fator que introduz variabilidade ao processo.

Não se verifica uma correlação entre os modelos de maior e menor dureza e as durezas obtidas nos ensaios de dureza Brinell dos perfis verticais das peças. Por um lado, este dado indica que, em cada moldação vazada, a variação de dureza entre peças não aparenta ser muito distinta. Por outro, é possível afirmar que o método de identificação das peças de maior e menor dureza, através do ensaio superficial, não representa corretamente a dureza macroestrutural obtida. Através do estudo realizado não é possível

deduzir uma explicação, no entanto, esta pode estar associada a erros de medição. A realização dos ensaios de dureza em rechupes foi mitigado nos ensaios aos perfis de cada peça através de uma cuidada preparação metalográfica e da escolha de zonas que caracterizassem as propriedades mecânicas da mesma. Este cuidado não foi o mesmo nos ensaios de dureza superficial não destrutivos em que se exigiu alguma rapidez de processo para validação de lotes para maquinaria. Adicionalmente, o facto de apenas ter sido realizado um ensaio por peça não permite grande inferência estatística.

V. CONCLUSÕES

Deste trabalho foi possível concluir que a produção de ferro fundido nodular endurecido por solução sólida é viável no contexto industrial da Funfrap, comprovando-se que:

- A nodularidade da grafite, na totalidade dos ensaios, é concordante com o especificado. Da mesma forma se deduz que o método de nodularização das ligas de ferro fundido nodular convencionais é compatível com a nova liga ensaiada;
- A nodularidade não variou em função do teor de Si, contrariamente ao que algumas fontes sugerem;
- Há uma correlação significativa positiva entre o teor de C e a nodularidade, sendo que teores de C entre 2,8% e 3,2% resultaram em incrementos de nodularidade;
- Apesar da nodularidade aumentar com o teor de Mg, este é excessivamente alto para produção de ferros fundidos nodulares tornando o resultado inconclusivo;
- Uma correlação entre o desvio do tamanho dos nódulos e o carbono equivalente, sendo este mínimo para composições eutéicas;
- Composições hipereutéicas de aproximadamente 4,7% promoveram a formação de grafite degenerada nas secções mais espessas da peça, podendo estes estar relacionados com o decréscimo do A;
- A densidade de nódulos foi semelhante para todos os ensaios, sendo dependente da eficiência do tratamento de inoculação. Neste caso, o processo em duas etapas com pré-inoculação e MSI garantiu uma densidade de nódulos média de 310 nódulos/mm²;
- A quantidade de perlite não ultrapassou o máximo normalizado de 5% em nenhum dos ensaios realizados, comprovando que teores dos elementos perlitizantes Cu e Mn até 0,1 e 0,4, são toleráveis para a produção de FNESS;
- Para as composições químicas utilizadas, a precipitação de carbonetos livres ao

longo da peça de estudo foi inexistente o que não é o caso para a liga de série EN-GJS-600-3, comprovando que a formação de carbonetos é minimizada nos FNESS;

- Para todos os ensaios realizados foram obtidas as propriedades mecânicas mínimas normalizadas;
- Comprovou-se o efeito do aumento do teor de Si no aumento do R_m e $R_{p0,2}$ e no decréscimo do A;
- Verificou-se que as propriedades mecânicas obtidas são concordantes com as mais atuais referências bibliográficas de FNESS;
- Foram obtidos valores inéditos de extensão após rotura (aproximadamente 20% face ao expectável de 10%) que podem estar associados à eficiência dos tratamentos do banho metálico, eficiência do sistema de gitagem ou da influência de certos elementos na composição química (como o Mn);
- Perante os resultados dos ensaios de tração, o melhor candidato à industrialização é o AvSi, com 3,2% de C e 4,3% de Si;
- Os valores dos ensaios de dureza Brinell permaneceram praticamente constantes ao longo do perfil da peça, comprovando o explicitado por referências bibliográficas;
- Esta variação de durezas é consideravelmente menor que o obtido na classe EN-GJS-600-3 para a mesma peça, resultando em melhorias de maquinagem em 15%;
- Foi confirmada a correlação de algumas variáveis do processo, como a temperatura de vazamento ou o tempo de vazamento na extensão após rotura e dureza. Contudo, não foi possível, com o número de dados recolhidos comprovar significância estatística;
- Tais resultados enaltecem a capacidade de industrialização desta nova liga utilizando o processo industrial de série, concluindo que a transição para esta não deverá impor alterações complexas ao processo atual;
- Com este trabalho confirma-se a vantagem competitiva desta nova liga face às ligas convencionais, devido a apresentar uma combinação de fatores de valorização económica (melhores propriedades mecânicas e facilidade de maquinagem) em conjugação com fatores de redução de custos de produção (matéria prima menos exigente, menos desgaste das pastilhas de corte e menos sucata).

VI. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Apesar de terem sido realizadas algumas suposições acerca da vertente económica da industrialização desta nova liga, não foi realizada uma avaliação concreta do impacto económico da sua introdução e as vantagens da substituição desta nova liga pelo ferro fundido nodular convencional perlítico. Para tal poderá ser realizado:

- Um estudo mais abrangente da comparação entre os custos de maquinagem da liga EN-GJS-600-10 e da liga EN-GJS-600-3, através da avaliação do desgaste das ferramentas de corte a longo prazo;
- Um estudo da avaliação dos custos de preparação do banho metálico de uma liga EN-GJS-600-3 e uma liga EN-GJS-600-10, considerando a constituição de carga;
- Um estudo da influência do teor de elementos perlitizantes, como o Cu e Mn, abrindo possibilidades para utilização de uma maior quantidade de retornos de ferros fundidos nodulares perlíticos e aço de baixo Mn na constituição de carga, culminando com uma possível redução de custos de produção;
- Um estudo da variação da quantidade de inoculante utilizado ou da realização de apenas uma etapa de pós-inoculação *in-stream*, possibilitando uma redução dos custos de produção.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] A. F. Society. (2019) Census of World Casting Production. *Modern Casting*.
- [2] C. Hartung, E. G. Hoel, E. Ott, R. Logan, A. Plowman, and D. Wilkinson, "Research on Solution Strengthened Ferritic Ductile Iron (SSFDI) Structure and Properties using Different Treatment and Inoculation Materials" *American Foundry Society*, 2020.
- [3] K. R. Olen and R. W. Heine, "A revision of the Fe-C-Si System," *AFS Transactions*, vol. 76, p. 3, 1968.
- [4] J. Zhou, "Colour Metallography of Cast Iron: Ductile Iron," *China Foundry*, vol. 1, 2009.
- [5] *Microstructure of cast irons – Part 1: Graphite classification by visual analysis, EN ISO 945-1:2019*, 2019.
- [6] Al-Ghonamy, A. Ramadan, M. Fathy, N. Hafez, K. El-Wakil, and A. El-Aziz, "Effect of Graphite Nodularity on Mechanical Properties of Ductile Iron for Waterworks Fittings and Accessories," *International Journal of Civil & Environmental Engineering*, vol. 10, no. 3, 2012.
- [7] Z.-h. Wang, X. Zhang, F.-l. Xu, K.-c. Qian, and K.-m. Chen, "Effect of nodularity on mechanical properties and fracture of ferritic spheroidal graphite iron," *China Foundry*, vol. 16, no. 6, 2019.
- [8] D. M. Stefanescu, "Classes and Grades of Ductile Iron," in *ASM Handbook*, vol. 1A, A. International, Ed.: ASM International, 2017.
- [9] A. I. H. Committee, "Cast Iron Melting Practice," in *ASM Handbook, Volume 15 - Casting*, vol. 15, A. International, Ed.: ASM International, 2010.
- [10] R. B. Gundlach, C. R. Loper, and B. Morgenstern, "Composition of Ductile Irons," in *Ductile Iron Handbook*, A. F. Society, Ed.: American Foundry Society, 2010.
- [11] T. Kitsudou, T. Okabe, K. Fujita, and Y. Nakayama, "Effect of graphite morphology on shrinkage cavity formation of spheroidal graphite iron cast in metal mold," *ISIJ International*, vol. 29, 1989.
- [12] R. Gundlach, "'Hot Topics': Effect of Carbon in Ductile Iron," *Ductile Iron Society*, no. 6, 2003.
- [13] D. White, "Production of Ductile Iron Castings," in *ASM Handbook: Cast Iron Science and Technology*, vol. 1A, D. M. Stefanescu, Ed.: ASM International, 2017.
- [14] K. M. Pedersen and N. S. Tiedje, "Graphite nodule count and size distribution in thin-walled ductile cast iron," *Materials Characterization*, vol. 59, no. 8, p. 10, 2008.
- [15] I. C. H. Hughes, "Ductile Iron," in *ASM Metals Handbook, Casting*, vol. 15, D. M. Stefanescu, Ed.: ASM, 1988.
- [16] G. M. Goodrich, "Ductile Iron Casting Defects," in *Ductile Iron Handbook*, A. F. s. Society, Ed.: American Foundrymen's Society, 1993.
- [17] J. Scruton, "Effects and Limitations of Residual Alloying Elements in Silicon Solid Solution Strengthened Ferritic Ductile Iron," Open Access Master's Thesis, Michigan Technological University, 2018.
- [18] Z. Glavas, A. Strkalj, and A. Stojakovic, "The Properties of Silicon Alloyed Ferritic

Ductile Irons," *Metalurgija*, vol. 55, p. 3, 2016.

- [19] J. O. Olawale;, S. A. Ibitoye;, and K. M. Olusawegun, "Processing Techniques and Productions of Ductile Iron: A Review," *International Journal of Scientific & Engineering Research*, vol. 7, no. 9, 2016.
- [20] J. E. Foltz, "Selection of Charge Materials," in *Ductile Iron Handbook*, A. F. Society, Ed.: American Foundry Society, 2010.
- [21] Z. Glavas, "The influence of metallic charge on metallurgical quality and properties of ductile iron," *Kovove Materialy*, vol. 50, 2011.
- [22] M. Gagné and P.-M. Cabanne, "Inoculation of Ductile Iron: Why and When?," *Sorelmetal: Rio Tinto Iron & Titanium*, vol. 115, 2010.
- [23] *Fundição: Ferros fundidos de grafite esferoidal, NP EN 1563:2019*, 2019.
- [24] Y. S. Lerner and G. V. Panteleev, "Magnesium Treatments in Ductile Iron Production - Part 1," *Foundry Management and Technology*, vol. 130, 2002.
- [25] C. Hartung, D. White, K. Copi, M. Liptak, and R. Logan, "The Continuing Evolution of MgFeSi Treatments for Ductile and CG Irons," *Keith Millis Symposium Proceedings*, 2013.
- [26] C. R. Loper, R. W. Heine, C. C. Wang, and L. Janowski, "Fading of Magnesium Treatment in Ductile Cast Irons," *AFS Transactions*, vol. 84, 1976.
- [27] S. D. Elkem ASA, "Tundish Cover Ladle Nodularization - Technical Information 10," Oslo, Norway, 1997.
- [28] T. Skaland, O. Grong, and T. Grong, "A Model for the Graphite Formation in Ductile Cast Iron: Part I. Inoculation Mechanisms," *Metallurgical Transactions A*, vol. 24A, p. 25, 1992.
- [29] B. Sangame, "The Effect of Inoculation on Microstructure and Mechanical Properties of Ductile Iron," *IOSR Journal of Mechanical and Civil Engineering*, vol. 5, 2013.
- [30] F. Brenchman and C. Ecob, "A Study of the Effects of Bismuth and Rare Earths when used in Inoculants for the Treatment of Ductile Cast Irons," *Foundry Trade Journal*, vol. 169, p. 8, 1995.
- [31] S. Bockus and G. Zaldarys, "Influence of the Section Size and Holding Time on the Graphite Parameters of Ductile Iron Production," *Metalurgija*, vol. 48, no. 1, p. 4, 2009.
- [32] B. Duit, S. Degirmenci, and B. Sirin, "EN1563: New Generation Ductile Irons (Solid Solution Strengthened Ductile Irons)," *Turkish Foundrymen Society*, vol. 1, no. 1, pp. 1-55, 2014.
- [33] L. E. Björkegren, K. Hamberg, and B. Johannesson, "Mechanical Properties and Machinability in Si-Solution Hardened Ductile Iron," *AFS Transactions*, no. 150, p. 139, 1996.
- [34] W. Stets and H. Löblich, "Solution Strengthened Ferritic Ductile Cast Iron Properties, Production and Application," *International Journal of Metalcasting*, vol. 8, no. 2, p. 7, 2014.
- [35] R. González-Martínez, U. d. l. Torre, A. Ebel, J. Lacaze, and J. Sertucha, "Effects of high silicon contents on graphite morphology and room temperature mechanical

- properties of as-cast ferritic ductile cast irons. Part II - Mechanical properties.," *Materials Science and Engineering*, vol. 712, p. 8, 2017.
- [36] P. Hammersberg, K. Hamberg, H. Borgström, J. Lindkvist, and L.-E. Björkegren, "Variation of Tensile Properties of High Silicon Ductile Iron," *Materials Science Forum*, vol. 925, no. 280, p. 7, 2018.
- [37] T. Umetani, H. Takada, T. Ikeda, T. Yamaguchi, H. Era, and K. Nishio, "Transformation process of weld heat-affected zone in solution-strengthened ferritic ductile cast iron," *Welding International*, vol. 29:5, 2015.
- [38] U. d. l. Torre, A. Loizaga, J. Lacaze, and J. Sertucha, "As cast high silicon ductile irons with optimised mechanical properties and remarkable fatigue properties," *Materials Science and Technology*, vol. 30, no. 12, p. 6, 2014.
- [39] R. Okunnu, "High Strength Solution-Strengthened Ferritic Ductile Iron," Mechanical Engineering, Aalto University School of Engineering, Finland, 2015.
- [40] W. F. Smith and J. Hashemi, "Solid Solution Hardening," in *Foundations of Materials Science and Engineering*, W. F. Smith, Ed.: The McGraw-Hill Companies Inc, 2010.
- [41] P. Hammersberg, K. Hamberg, H. Borgström, J. Lindkvist, and L. E. Björkegren, "Modeling the variation of tensile properties of high silicon ductile irons," *AFS Transactions*, 2018.
- [42] H.-M. Lin, T.-S. Lui, and L.-H. Chen, "Effect of Silicon Content on Intergranular Embrittlement of Ferritic Spheroidal Graphite Cast Iron Suffered from Cyclic Heating," *Materials Transactions*, vol. 44, p. 8, 2003.
- [43] A. Alhussein, M. Risbet, A. Bastien, J. P. Chobaut, D. Balloy, and J. Favergeon, "Influence of silicon and addition elements on the mechanical behavior of ferritic ductile cast iron," *Materials Science & Engineering A*, vol. 605, p. 7, 2014.
- [44] U. d. l. Torre, J. Lacaze, and J. Sertucha, "Chunky graphite formation in ductile cast irons: effect of silicon, carbon and rare earths," *International Journal of Materials Research*, 2016.
- [45] R. González-Martínez, U. d. l. Torre, A. Ebel, J. Lacaze, and J. Sertucha, "Effects of high silicon contents on graphite morphology and room temperature mechanical properties of as-cast ferritic ductile cast irons. Part I - Microstructure," *Materials Science and Engineering*, vol. 712, p. 9, 2017.
- [46] I. Riposan, E. Stefan, S. Stan, N. R. Pana, and M. Chisamera, "Effects of Inoculation on Structure Characteristics of High Silicon Ductile Cast Irons in Thin Wall Castings," *Metals*, vol. 10, 2020.
- [47] R. A. Gonzaga and J. F. Carrasquilla, "Influence of an appropriate balance of the alloying elements on microstructure and on mechanical properties of nodular cast iron," *Journal of Materials Processing Technology* vol. 162-163, p. 5, 2005.
- [48] *Metallic materials – Tensile testing – Part 1: Method of test at room temperature, EN ISO 6892-1:2019*, 2019.
- [49] *Metallic materials – Brinell hardness test – Part 1: Test method, EN ISO 6506-1:2014*, 2014.
- [50] *Metallic materials – Brinell hardness test – Part 2: Verification and calibration of testing machines, EN ISO 6506-2:2017*, 2017.

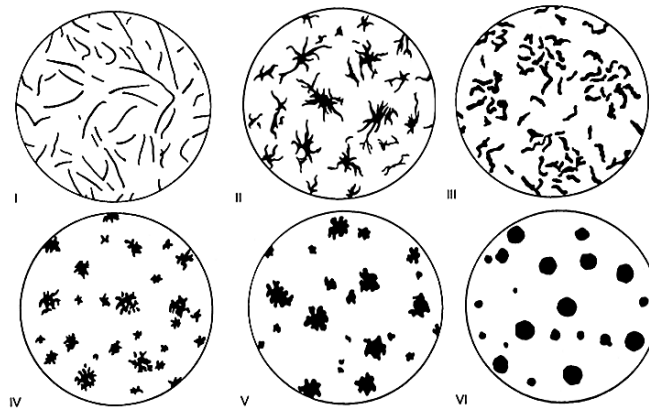
- [51] *Metallic materials – Brinell hardness test – Part 4: Table of hardness values, EN ISO 6506-4:2014*, 2014.
- [52] *Microstructure of cast irons – Part 2: Graphite classification by image analysis, EN ISO/TR 945-2:2011*, 2011.
- [53] R. E. Ruxanda, D. M. Stefanescu, and T. S. Piwonka, "Microstructure characterization of ductile thin wall iron castings," *AFS Transactions*, vol. 110, p. 48, 2002.
- [54] P. David, J. Massone, R. Boeri, and J. Sikora, "Mechanical Properties of Thin Wall Ductile Iron - Influence of Carbon Equivalent and Graphite Distribution," *ISIJ International*, vol. 44, p. 8, 2004.
- [55] A. Javaid, J. Thomson, K. G. Davis, and M. Sahoo, "Effect of Microstructure on the Mechanical Properties of Thin-Wall Ductile Iron Castings," *AFS Transactions*, vol. 82, p. 18, 2001.
- [56] D. M. Stefanescu, L. P. Dix, R. E. Ruxanda, C. Corbitt-Coburn, and T. S. Piwonka, "Tensile Properties of Thin Wall Ductile Iron," *AFS Transactions*, vol. 178, p. 14, 2002.
- [57] C. Labrecque and M. Gagne, "Optimizing the Mechanical Properties of Thin-Wall Ductile Iron Castings," *AFS Transactions*, vol. 95, p. 10, 2005.
- [58] Ö. N. Dogan, K. K. Schrems, and J. A. Hawk, "Microstructure of thin-wall ductile iron castings," *AFS Transactions*, vol. 111, p. 11, 2003.
- [59] C. Labrecque and M. Gagne, "Review ductile iron: fifty years of continuous development," *Canadian Metallurgical Quarterly*, vol. 37, p. 35, 1998.
- [60] J. Lacaze, S. Armendariz, P. Larrañaga, I. Asenjo, J. Sertucha, and R. Suárez, "Effect of Carbon Equivalent on Graphite Formation in Heavy-Section Ductile Iron Parts," *Materials Science Forum*, vol. 636-637, p. 9, 2010.

ANEXO A

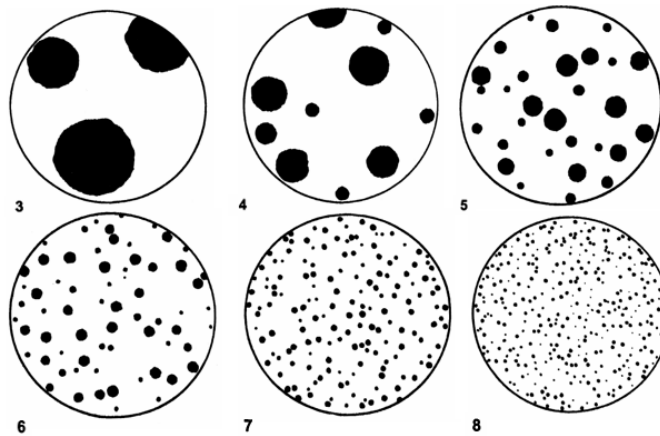
Anexo A - 1 - Valores de referência para as propriedades mecânicas à tração e durezas Brinell de graus convencionais de ferros fundidos nodulares ferríticos a perlíticos [23].

Designação do material	espessura mm	Rp _{0,2} MPa	Rm MPa	A %	HBW
EN-GJS-350-22	t ≤ 30	220	350	22	<160
	30 < t ≤ 60	220	330	18	<160
	60 < t ≤ 200	210	320	15	<160
EN-GJS-400-18	t ≤ 30	250	400	18	130-175
	30 < t ≤ 60	250	390	15	130-175
	60 < t ≤ 200	240	370	12	130-175
EN-GJS-400-15	t ≤ 30	250	400	15	135-180
	30 < t ≤ 60	250	390	14	135-180
	60 < t ≤ 200	240	370	11	135-180
EN-GJS-450-10	t ≤ 30	310	450	10	160-210
	30 < t ≤ 60	n.e.	n.e.	n.e.	160-210
	60 < t ≤ 200	n.e.	n.e.	n.e.	160-210
EN-GJS-500-7	t ≤ 30	320	500	7	170-230
	30 < t ≤ 60	300	450	7	150-230
	60 < t ≤ 200	290	420	5	150-230
EN-GJS-600-3	t ≤ 30	370	600	3	190-270
	30 < t ≤ 60	360	600	2	190-270
	60 < t ≤ 200	340	550	1	180-270
EN-GJS-700-2	t ≤ 30	420	700	2	225-305
	30 < t ≤ 60	400	700	2	225-305
	60 < t ≤ 200	380	650	1	210-305
EN-GJS-800-2	t ≤ 30	480	800	2	245-335
	30 < t ≤ 60	n.e.	n.e.	n.e.	245-335
	60 < t ≤ 200	n.e.	n.e.	n.e.	240-335
EN-GJS-900-2	t ≤ 30	600	900	2	270-360
	30 < t ≤ 60	n.e.	n.e.	n.e.	270-360
	60 < t ≤ 200	n.e.	n.e.	n.e.	270-360

ANEXO B



Anexo B - 1 - Geometria da grafite segundo EN ISO 941-1:2019 [5]

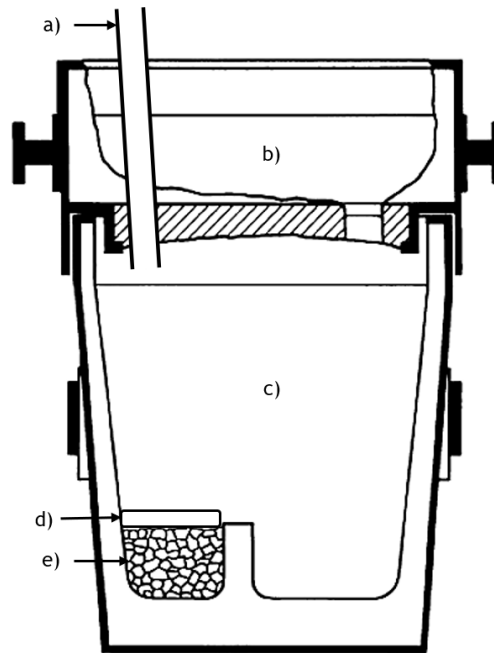


Anexo B - 2 - Imagens de referência para tamanhos de nódulos de grafite, de 3 a 8, com geometria VI a IV, segundo EN ISO 945-1:2019 [5]

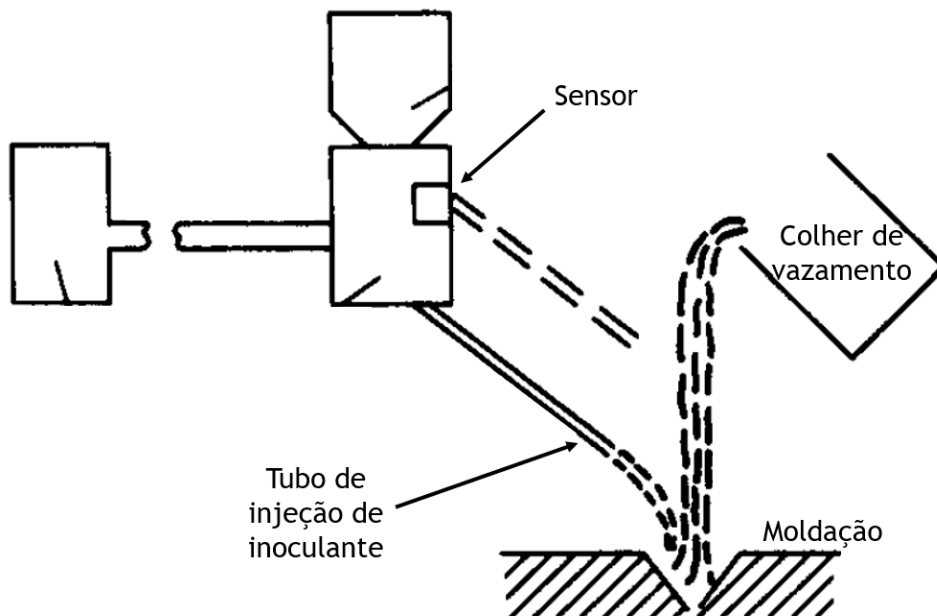
Anexo B - 3 - Dimensões das partículas de grafite de geometria VI, segundo ISO 945-1:2019 [5, 52].

Referência do intervalo de tamanho da grafite	Dimensão da partícula observada com ampliação de $\times 100$ (mm)	Dimensão real da partícula (mm)
5	6 a < 12	0,06 a < 0,12
6	3 a < 6	0,03 a < 0,06
7	1,5 a < 3	0,015 a < 0,03
8	< 1,5	< 0,015

ANEXO C



Anexo C - 1 - Esquema de uma colher Tundish-Cover utilizada para o tratamento de nodularização: a) orifício para introdução de liga de nodularização; b) cobertura *Tundish*; c) colher de tratamento; d) “pincha” de aço; e) liga de nodularização (esquema adaptado de [15]).



Anexo C - 2 - Ilustração adaptada de esquema de pós-inoculação *in-stream* [13].

ANEXO D

Anexo D - 1 - Informações recolhidas dos vazamentos de cada ensaio

Ensaio	T (°C) Vazamento	t (s) vazamento	t (s) entre pré- inoculação e vazamento
LwCE	1434	420	240
AvCE	1431	360	300
LwSi	1431	420	180
AvSi	1422	360	240
HiSi	1430	360	300
HiCE	1434	420	180

ANEXO E

Anexo E - 1 - Valores referentes à análise das imagens das microestruturas das amostras preparadas (R: nodularidade; L_x: tamanho de nódulos; N_F: número de nódulos por mm²; Mold: Moldação; M: Modelo; HB+: maior dureza; HB-: menor dureza)

Ensaio	Mold	Mod	Secção	R	L ₈	L ₇	L ₆	L ₅	N _F	Perlite
HiCE	P	HB+	U	97,00%	30,20%	16,70%	37,00%	16,10%	323,26	1,78%
HiCE	P	HB+	M	97,20%	33,20%	11,80%	35,70%	19,30%	322,51	0,27%
HiCE	P	HB+	L	97,40%	25,20%	14,40%	45,90%	14,40%	337,38	5,17%
HiCE	P	HB-	U	95,40%	27,50%	17,20%	44,00%	11,30%	324,00	1,17%
HiCE	P	HB-	M	95,60%	28,10%	14,20%	40,40%	17,20%	300,96	0,50%
HiCE	P	HB-	L	96,80%	26,80%	24,30%	43,50%	5,40%	370,07	1,00%
HiCE	U	HB+	U	92,30%	23,10%	18,10%	47,90%	10,90%	296,09	0,00%
HiCE	U	HB+	M	95,30%	25,50%	14,50%	44,00%	16,00%	314,34	0,64%
HiCE	U	HB+	L	97,00%	24,70%	17,20%	51,50%	6,70%	369,33	2,58%
HiCE	U	HB-	U	97,20%	22,00%	26,60%	42,50%	8,90%	349,27	1,04%
HiCE	U	HB-	M	97,10%	21,70%	28,60%	44,30%	5,40%	431,01	0,26%
HiCE	U	HB-	L	98,50%	19,20%	30,90%	47,30%	2,60%	444,38	1,00%
LwSi	P	HB+	U	93,60%	21,30%	18,30%	38,60%	21,80%	244,49	0,57%
LwSi	P	HB+	M	93,80%	8,70%	8,70%	63,00%	19,60%	241,51	3,15%
LwSi	P	HB+	L	94,80%	26,00%	12,80%	44,90%	16,20%	300,22	5,19%
LwSi	P	HB-	U	90,70%	28,30%	14,10%	41,90%	15,70%	288,33	0,97%
LwSi	P	HB-	M	97,00%	17,80%	14,20%	50,30%	17,80%	245,23	1,23%
LwSi	P	HB-	L	95,50%	23,90%	9,40%	50,90%	15,80%	280,90	6,08%
LwSi	U	HB+	U	95,30%	14,30%	19,20%	57,40%	9,10%	297,99	0,93%

Ensaio	Mold	Mod	Secção	R	L ₈	L ₇	L ₆	L ₅	N _F	Perlite
LwSi	U	HB+	M	93,10%	20,90%	24,70%	49,80%	4,70%	289,07	1,31%
LwSi	U	HB+	L	94,90%	15,90%	16,90%	61,90%	5,30%	333,66	4,90%
LwSi	U	HB-	U	94,40%	15,10%	25,30%	51,00%	8,60%	344,81	2,06%
LwSi	U	HB-	M	96,80%	22,50%	17,70%	47,60%	12,30%	349,27	1,00%
LwSi	U	HB-	L	97,60%	16,10%	20,70%	57,40%	5,80%	405,00	3,37%
AvSi	P	HB+	U	93,80%	17,80%	14,90%	41,80%	25,50%	240,03	1,23%
AvSi	P	HB+	M	90,40%	29,70%	20,70%	41,40%	8,20%	293,53	3,36%
AvSi	P	HB+	L	94,70%	23,10%	19,40%	53,40%	4,10%	322,51	5,54%
AvSi	P	HB-	U	95,70%	35,30%	11,80%	34,30%	18,60%	257,86	5,00%
AvSi	P	HB-	M	94,80%	29,50%	16,50%	35,70%	18,30%	255,63	4,91%
AvSi	P	HB-	L	97,10%	25,20%	15,40%	49,10%	10,30%	277,18	4,83%
AvSi	U	HB+	U	97,40%	17,60%	34,60%	41,50%	6,30%	326,96	1,41%
AvSi	U	HB+	M	97,50%	22,70%	18,40%	47,30%	11,50%	357,44	3,41%
AvSi	U	HB+	L	96,70%	27,60%	26,80%	43,50%	2,00%	312,85	3,27%
AvSi	U	HB-	U	97,80%	25,50%	18,10%	43,00%	13,40%	373,79	1,32%
AvSi	U	HB-	M	96,60%	33,70%	20,80%	35,40%	10,10%	376,76	1,15%
AvSi	U	HB-	L	96,60%	22,20%	17,30%	49,30%	11,10%	367,84	6,30%
HiSi	P	HB+	U	94,30%	39,40%	14,20%	30,90%	15,40%	311,37	8,18%
HiSi	P	HB+	M	98,00%	33,00%	15,70%	27,00%	24,30%	227,39	3,84%
HiSi	P	HB+	L	94,70%	18,80%	30,40%	50,50%	0,30%	231,85	4,97%
HiSi	P	HB-	U	92,10%	49,50%	9,50%	17,00%	24,00%	283,87	3,57%
HiSi	P	HB-	M	93,30%	55,10%	14,10%	15,60%	15,10%	301,71	1,67%

Ensaio	Mold	Mod	Secção	R	L ₈	L ₇	L ₆	L ₅	N _F	Perlite
HiSi	P	HB-	L	97,10%	37,40%	11,30%	25,30%	26,10%	278,67	7,43%
HiSi	U	HB+	U	97,10%	22,70%	28,90%	38,40%	10,10%	361,15	0,83%
HiSi	U	HB+	M	96,70%	22,00%	20,40%	49,10%	8,40%	454,79	0,10%
HiSi	U	HB+	L	97,20%	30,60%	26,70%	40,20%	2,50%	396,82	1,40%
HiSi	U	HB-	U	95,40%	29,30%	9,60%	24,50%	36,70%	225,16	0,63%
HiSi	U	HB-	M	91,40%	39,90%	10,70%	24,00%	24,90%	276,44	1,87%
HiSi	U	HB-	L	95,00%	26,50%	15,60%	36,60%	21,40%	284,61	4,12%
AvCE	P	HB+	U	93,60%	22,00%	16,10%	48,20%	13,70%	288,33	2,23%
AvCE	P	HB+	M	96,30%	27,30%	17,10%	38,90%	16,70%	261,58	3,16%
AvCE	P	HB+	L	92,00%	17,00%	24,70%	53,40%	4,90%	277,18	4,85%
AvCE	P	HB-	U	94,90%	23,90%	19,10%	41,30%	15,70%	277,18	1,95%
AvCE	P	HB-	M	97,70%	29,60%	15,40%	39,90%	15,00%	292,05	1,50%
AvCE	P	HB-	L	92,60%	23,70%	16,60%	58,30%	1,40%	361,90	3,64%
AvCE	U	HB+	U	97,80%	22,60%	52,30%	25,10%	0,00%	202,87	2,32%
AvCE	U	HB+	M	97,00%	18,10%	58,60%	23,20%	0,00%	224,42	4,24%
AvCE	U	HB+	L	93,70%	20,10%	56,10%	23,80%	0,00%	234,82	4,66%
AvCE	U	HB-	U	93,30%	13,40%	16,70%	46,30%	23,60%	299,48	4,22%
AvCE	U	HB-	M	96,00%	19,40%	21,00%	50,30%	9,30%	355,21	3,93%
AvCE	U	HB-	L	91,80%	20,10%	17,40%	54,60%	7,90%	360,41	5,74%
LwCE	P	HB+	U	96,40%	35,40%	10,40%	47,90%	6,30%	434,72	0,33%
LwCE	P	HB+	M	95,90%	21,10%	30,50%	41,40%	7,00%	376,76	0,10%
LwCE	P	HB+	L	94,30%	18,20%	20,50%	57,60%	3,60%	339,60	0,10%

Ensaio	Mold	Mod	Secção	R	L ₈	L ₇	L ₆	L ₅	N _F	Perlite
LwCE	P	HB-	U	95,20%	21,60%	21,60%	39,90%	16,80%	296,50	0,50%
LwCE	P	HB-	M	97,00%	28,10%	19,20%	38,80%	13,90%	295,76	0,41%
LwCE	P	HB-	L	93,40%	18,90%	21,20%	54,70%	5,20%	302,45	1,63%
LwCE	U	HB+	U	88,80%	20,50%	21,10%	48,40%	9,90%	271,24	0,98%
LwCE	U	HB+	M	88,90%	8,00%	30,10%	59,10%	2,80%	281,64	1,00%
LwCE	U	HB+	L	94,40%	8,50%	20,30%	65,60%	5,70%	277,18	1,59%
LwCE	U	HB-	U	90,50%	22,00%	20,20%	52,30%	5,50%	136,73	1,31%
LwCE	U	HB-	M	94,60%	31,20%	29,00%	26,20%	3,60%	315,82	0,50%
LwCE	U	HB-	L	89,30%	26,20%	20,20%	52,40%	1,20%	311,37	0,94%

ANEXO F

Anexo F - 1 - Valores obtidos nos ensaios de tração (e.n.r.: ensaio não realizado)

Ensaio	Mold.	Mod.	Rm (MPa)	Rp _{0,2} (MPa)	A (%)
HiCE	P	HB+	654,20	501,74	16,15
HiCE	P	HB-	650,01	500,59	15,35
HiCE	U	HB+	640,44	497,30	18,95
HiCE	U	HB-	647,37	479,78	19,80
LwSi	P	HB+	619,43	484,97	23,55
LwSi	P	HB-	617,60	479,42	23,55
LwSi	U	HB+	616,92	490,02	20,95
LwSi	U	HB-	621,20	493,06	20,25
AvSi	P	HB+	638,89	502,57	23,60
AvSi	P	HB-	642,44	504,02	20,00
AvSi	U	HB+	637,82	501,68	22,65
AvSi	U	HB-	633,63	498,21	24,00
HiSi	P	HB+	643,57	510,99	16,75
HiSi	P	HB-	647,46	509,06	20,00
HiSi	U	HB+	652,62	515,67	16,45
HiSi	U	HB-	655,74	512,56	21,65
AvCE	P	HB+	e.n.r.	e.n.r.	e.n.r.
AvCE	P	HB-	632,34	487,29	21,45
AvCE	U	HB+	e.n.r.	e.n.r.	e.n.r.

Ensaio	Mold.	Mod.	Rm (MPa)	Rp_{0,2} (MPa)	A (%)
AvCE	U	HB-	e.n.r.	e.n.r.	e.n.r.
LwCE	P	HB+	680,65	548,81	18,35
LwCE	P	HB-	645,83	501,37	23,45
LwCE	U	HB+	e.n.r.	e.n.r.	e.n.r.
LwCE	U	HB-	e.n.r.	e.n.r.	e.n.r.

ANEXO G

Anexo G - 1 - Valores de dureza em HBW por peça, secção e posição (tal como descrito no capítulo 2.5. do procedimento experimental)

Ensaio	Moldação	Modelo	Secção	Posição	HBW
Stnd	P	HB+	U	1	226
Stnd	P	HB+	U	2	226
Stnd	P	HB+	U	3	226
Stnd	P	HB+	M	4	226
Stnd	P	HB+	M	5	226
Stnd	P	HB+	M	6	226
Stnd	P	HB+	L	7	220
Stnd	P	HB+	L	8	226
Stnd	P	HB+	L	9	226
Stnd	P	HB-	U	1	226
Stnd	P	HB-	U	2	226
Stnd	P	HB-	U	3	226
Stnd	P	HB-	M	4	226
Stnd	P	HB-	M	5	226
Stnd	P	HB-	M	6	226
Stnd	P	HB-	L	7	223
Stnd	P	HB-	L	8	226
Stnd	P	HB-	L	9	229
Stnd	L	HB+	U	1	220
Stnd	L	HB+	U	2	220
Stnd	L	HB+	U	3	220
Stnd	L	HB+	M	4	217
Stnd	L	HB+	M	5	217
Stnd	L	HB+	M	6	217
Stnd	L	HB+	L	7	217

Stnd	L	HB+	L	8	217
Stnd	L	HB+	L	9	217
Stnd	L	HB-	U	1	217
Stnd	L	HB-	U	2	217
Stnd	L	HB-	U	3	217
Stnd	L	HB-	M	4	229
Stnd	L	HB-	M	5	229
Stnd	L	HB-	M	6	229
Stnd	L	HB-	L	7	229
Stnd	L	HB-	L	8	229
Stnd	L	HB-	L	9	229
HiSi	P	HB+	U	1	217
HiSi	P	HB+	U	2	229
HiSi	P	HB+	U	3	229
HiSi	P	HB+	M	4	229
HiSi	P	HB+	M	5	229
HiSi	P	HB+	M	6	229
HiSi	P	HB+	L	7	217
HiSi	P	HB+	L	8	229
HiSi	P	HB+	L	9	229
HiSi	P	HB-	U	1	229
HiSi	P	HB-	U	2	229
HiSi	P	HB-	U	3	229
HiSi	P	HB-	M	4	229
HiSi	P	HB-	M	5	229
HiSi	P	HB-	M	6	229
HiSi	P	HB-	L	7	229
HiSi	P	HB-	L	8	235
HiSi	P	HB-	L	9	229
HiSi	L	HB+	U	1	229

HiSi	L	HB+	U	2	229
HiSi	L	HB+	U	3	229
HiSi	L	HB+	M	4	217
HiSi	L	HB+	M	5	217
HiSi	L	HB+	M	6	217
HiSi	L	HB+	L	7	229
HiSi	L	HB+	L	8	229
HiSi	L	HB+	L	9	229
HiSi	L	HB-	U	1	229
HiSi	L	HB-	U	2	229
HiSi	L	HB-	U	3	229
HiSi	L	HB-	M	4	217
HiSi	L	HB-	M	5	217
HiSi	L	HB-	M	6	217
HiSi	L	HB-	L	7	229
HiSi	L	HB-	L	8	229
HiSi	L	HB-	L	9	229
AvSi	P	HB+	U	1	212
AvSi	P	HB+	U	2	212
AvSi	P	HB+	U	3	212
AvSi	P	HB+	M	4	217
AvSi	P	HB+	M	5	217
AvSi	P	HB+	M	6	217
AvSi	P	HB+	L	7	229
AvSi	P	HB+	L	8	229
AvSi	P	HB+	L	9	229
AvSi	P	HB-	U	1	229
AvSi	P	HB-	U	2	229
AvSi	P	HB-	U	3	229
AvSi	P	HB-	M	4	229

AvSi	P	HB-	M	5	229
AvSi	P	HB-	M	6	241
AvSi	P	HB-	L	7	217
AvSi	P	HB-	L	8	217
AvSi	P	HB-	L	9	217
AvSi	L	HB+	U	1	223
AvSi	L	HB+	U	2	217
AvSi	L	HB+	U	3	217
AvSi	L	HB+	M	4	223
AvSi	L	HB+	M	5	223
AvSi	L	HB+	M	6	223
AvSi	L	HB+	L	7	217
AvSi	L	HB+	L	8	223
AvSi	L	HB+	L	9	223
AvSi	L	HB-	U	1	217
AvSi	L	HB-	U	2	217
AvSi	L	HB-	U	3	217
AvSi	L	HB-	M	4	229
AvSi	L	HB-	M	5	229
AvSi	L	HB-	M	6	229
AvSi	L	HB-	L	7	229
AvSi	L	HB-	L	8	229
AvSi	L	HB-	L	9	229
LwSi	P	HB+	U	1	217
LwSi	P	HB+	U	2	217
LwSi	P	HB+	U	3	217
LwSi	P	HB+	M	4	217
LwSi	P	HB+	M	5	217
LwSi	P	HB+	M	6	217
LwSi	P	HB+	L	7	217

LwSi	P	HB+	L	8	223
LwSi	P	HB+	L	9	217
LwSi	P	HB-	U	1	217
LwSi	P	HB-	U	2	217
LwSi	P	HB-	U	3	217
LwSi	P	HB-	M	4	217
LwSi	P	HB-	M	5	217
LwSi	P	HB-	M	6	217
LwSi	P	HB-	L	7	217
LwSi	P	HB-	L	8	217
LwSi	P	HB-	L	9	217
LwSi	L	HB+	U	1	217
LwSi	L	HB+	U	2	217
LwSi	L	HB+	U	3	217
LwSi	L	HB+	M	4	217
LwSi	L	HB+	M	5	217
LwSi	L	HB+	M	6	217
LwSi	L	HB+	L	7	207
LwSi	L	HB+	L	8	217
LwSi	L	HB+	L	9	217
LwSi	L	HB-	U	1	217
LwSi	L	HB-	U	2	212
LwSi	L	HB-	U	3	217
LwSi	L	HB-	M	4	217
LwSi	L	HB-	M	5	217
LwSi	L	HB-	M	6	217
LwSi	L	HB-	L	7	217
LwSi	L	HB-	L	8	217
LwSi	L	HB-	L	9	212
LwCE	P	HB+	U	1	229

LwCE	P	HB+	U	2	229
LwCE	P	HB+	U	3	229
LwCE	P	HB+	M	4	229
LwCE	P	HB+	M	5	229
LwCE	P	HB+	M	6	229
LwCE	P	HB+	L	7	229
LwCE	P	HB+	L	8	229
LwCE	P	HB+	L	9	229
LwCE	P	HB-	U	1	223
LwCE	P	HB-	U	2	223
LwCE	P	HB-	U	3	223
LwCE	P	HB-	M	4	217
LwCE	P	HB-	M	5	217
LwCE	P	HB-	M	6	217
LwCE	P	HB-	L	7	217
LwCE	P	HB-	L	8	217
LwCE	P	HB-	L	9	217
LwCE	L	HB+	U	1	217
LwCE	L	HB+	U	2	217
LwCE	L	HB+	U	3	217
LwCE	L	HB+	M	4	217
LwCE	L	HB+	M	5	217
LwCE	L	HB+	M	6	217
LwCE	L	HB+	L	7	217
LwCE	L	HB+	L	8	217
LwCE	L	HB+	L	9	217
LwCE	L	HB-	U	1	217
LwCE	L	HB-	U	2	217
LwCE	L	HB-	U	3	217
LwCE	L	HB-	M	4	217

LwCE	L	HB-	M	5	217
LwCE	L	HB-	M	6	217
LwCE	L	HB-	L	7	217
LwCE	L	HB-	L	8	217
LwCE	L	HB-	L	9	217
HiCE	P	HB+	U	1	217
HiCE	P	HB+	U	2	217
HiCE	P	HB+	U	3	217
HiCE	P	HB+	M	4	217
HiCE	P	HB+	M	5	217
HiCE	P	HB+	M	6	207
HiCE	P	HB+	L	7	217
HiCE	P	HB+	L	8	217
HiCE	P	HB+	L	9	217
HiCE	P	HB-	U	1	207
HiCE	P	HB-	U	2	217
HiCE	P	HB-	U	3	217
HiCE	P	HB-	M	4	217
HiCE	P	HB-	M	5	217
HiCE	P	HB-	M	6	217
HiCE	P	HB-	L	7	217
HiCE	P	HB-	L	8	217
HiCE	P	HB-	L	9	229
HiCE	L	HB+	U	1	217
HiCE	L	HB+	U	2	217
HiCE	L	HB+	U	3	217
HiCE	L	HB+	M	4	217
HiCE	L	HB+	M	5	217
HiCE	L	HB+	M	6	217
HiCE	L	HB+	L	7	217

HiCE	L	HB+	L	8	217
HiCE	L	HB+	L	9	217
HiCE	L	HB-	U	1	207
HiCE	L	HB-	U	2	207
HiCE	L	HB-	U	3	207
HiCE	L	HB-	M	4	217
HiCE	L	HB-	M	5	217
HiCE	L	HB-	M	6	217
HiCE	L	HB-	L	7	207
HiCE	L	HB-	L	8	217
HiCE	L	HB-	L	9	217