UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS

JOSÉ BENEDITO TOSONI DECARLIS RODRIGUES NETO

Produção e caracterização de ferros fundidos nodulares com altos teores de silício

São Carlos
2020

JOSÉ BENEDITO TOSONI DECARLIS RODRIGUES NETO

Produção e caracterização de ferros fundidos nodulares com altos teores de silício

Versão corrigida
Original na Unidade

Dissertação apresentada ao programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade de São Paulo, para obtenção do título de Mestre em Ciências.

Área de concentração: Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais.

Orientador: Luiz Carlos Casteletti

São Carlos
2020

AUTORIZO A REPRODUÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Prof. Dr. Sérgio Rodrigues Fontes da EESC/USP com os dados inseridos pelo(a) autor(a).

Tosoni Decarlis, José Benedito
T83p Produção e caracterização de ferros fundidos nodulares com altos teores de silício / José Benedito Tosoni Decarlis; orientador Luiz Carlos Casteletti. São Carlos, 2020.

Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais e Área de Concentração em Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais -- Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo, 2020.

1. Ferros fundidos nodulares, Alto silício; Produção; Caracterização.. I. Título.

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidato: Engenheiro **JOSÉ BENEDITO TOSONI DECARLIS RODRIGUES NETO.**

Título da dissertação: "Produção e caracterização de ferros fundidos nodulares com altos teores de silício".

Data da defesa: 05/11/2020.

Comissão Julgadora	**Resultado**
Prof. Titular **Luiz Carlos Casteletti (Orientador)** (Escola de Engenharia de São Carlos/EESC)	APROVADO
Prof. Dr. **Tomaz Toshimi Ishikawa** (Universidade Federal de São Carlos/UFSCar)	APROVADO
Prof. Dr. **José Eduardo Spinelli** (Universidade Federal de São Carlos/UFSCar)	APROVADO

Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais:
Prof. Associado **Marcelo Falcão de Oliveira**

Presidente da Comissão de Pós-Graduação:
Prof. Titular **Murilo Araujo Romero**

À minha esposa, Ellen Fernanda Cruz Tosoni, pela compreensão e motivação nos momentos de dificuldades, do amor, carinho, presença e incansável apoio ao longo do período de elaboração deste trabalho.

Em memória a minha Mãe, Sandra Regina Balan que sempre me incentivou e contribui em toda a minha vida acadêmica.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Luiz Carlos Casteletti, pela atenção e apoio durante todo o processo de definição, orientação e elaboração, que foi fundamental para a conclusão do trabalho e pela contribuição com minha formação acadêmica.

Ao professor, Dr. Ovidio R. Crnkovic, que nos anos de convivência dentro da indústria, muito me ensinou, apoiou meu ingresso no mestrado, contribuiu com meu crescimento científico, intelectual e com o desenvolvimento do trabalho.

Aos Professores. Dr. Carlos Alberto Picone, pela ajuda com os ensaios de corrosão e o PHD Reginaldo T. Coelho, com o suporte técnico teórico para realização dos ensaios de usinabilidade.

À Escola de Engenharia de São Carlos, pela oportunidade de realização do curso de mestrado.

À empresa Baldan Implementos agrícolas pelo fornecimento e fusão das ligas estudas, por conceder carga horaria de trabalho para desenvolvimento do trabalho e ao apoio dos diretores e gestores. Também agradeço ao corpo de colaboradores dos setores da fundição, da usinagem que colaboraram direta ou indiretamente com a conclusão desse trabalho.

Pela oportunidade de utilização do software de caracterização microestrutural agradeço a empresa Marrucci.

Aos colegas de laboratório, pelos anos de convivência, ajuda nos momentos de dificuldades e por proporcionarem momentos de descontração.

Aos órgãos Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) e a Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) por promoverem recursos para manutenção da infraestrutura da instituição.

Enfim, a todos que de alguma forma estiveram envolvidos na realização desse trabalho e na participação desta etapa da minha vida, os meus sinceros agradecimentos.

Muito obrigado a todos!

Fundição não é uma arte! É um campo do conhecimento tecnológico, bastante complexo e com um grande numero de variáveis. Exige pois, do fundidor, o saber e a sensibilidade de um artista.

Sergio Mazzer Rossitti

RESUMO

NETO RODRIGUES, J. B. T. D. **Produção e caracterização de ferros fundidos nodulares com altos teores de silício.** 106p. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2020.

Neste trabalho foram produzidos e caracterizados ferros fundidos nodulares com altos teores de silício. Foram desenvolvidas duas ligas de referência e cinco ligas variando-se o teor de silício de 3,1% a 5,0%, que foram caracterizadas por meio de ensaios mecânicos de tração, impacto, dureza e microestrutural. Posteriormente foram eleitas as ligas com as melhores combinações de propriedades mecânicas, sendo analisadas as características envolvidas no processo de fabricação, como fundibilidade e usinabilidade das mesmas. Para essas ligas selecionadas também foi incluso o ensaio de corrosão. O aumento do teor de silício influenciou positivamente nas características de tração das ligas estudadas, alcançando valores semelhantes aos da liga perlítica, além da melhora na usinabilidade. Também apresentaram uma fração crescente de ferrita, comprovando o efeito ferritizante desse elemento até um percentual de 3,6%.

Palavras chave: Ferros fundidos nodulares, Alto silício; Produção; Caracterização.

ABSTRACT

NETO RODRIGUES, J. B. T. D. **Production and characterization of nodular cast iron with high silicone content**. 106p. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2020.

In this work, nodular cast irons with high silicon contents were produced and characterized. Two reference alloys and four alloys were developed, varying the silicon content from 3.1% to 5.0%, which were characterized by tensile, impact and hardness tests and microstructural analysis. Subsequently, the alloys with the best combinations of mechanical properties were chosen, and the characteristics involved in the manufacturing process, such as castability and machinability, were analyzed. For these selected alloys, the corrosion test was also carried out. The increase in silicon content positively influenced the tensile characteristics of the studied alloys, reaching values similar to those of the pearlitic alloy, combined with an improvement in machinability. Also showed an increasing fraction of ferrite, proving the ferritizing effect of this element up to a percentage of 3.6%.

Key words: Nodular cast iron; High silicon material; Production, Characterization.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Diagrama de fases para o sistema Fe-C (em linhas sólidas) e sistema Fe-C-Si (em linhas pontilhadas) para um teor de Si de 2,5%p. 30
Figura 2 – Ponto eutético no Diagrama de Equilíbrio Fe-C (TEE X TEM). 31
Figura 3 – Representação esquemática da formação de cavaco..... 37
Figura 4 – Mecanismos de desgaste ocorridos em uma ferramenta de corte em função da temperatura ou velocidade de corte 39
Figura 5 – Representação esquemática dos desgastes ocorridos no flanco e na cratera 39
Figura 6 – Exemplos da construção da curva de vida da ferramenta T x Vc. (A) Curvas de desgaste em função do tempo de usinagem Vb x T. (B) Curva de vida da ferramenta T x Vc para VBb=0,8 mm 40
Figura 7 – Diagrama esquemático das etapas do tratamento térmico de austêmpera (1) Austenitização. (2) resfriamento em banhos de sais, (3-I) Estágio I e (3-II) Estágio 2..... 42
Figura 8 – Esquema de transformação durante o processo de austêmpera. CG: Contorno de grão, α Ferrita, ɣ: Austenita e ɣAlt C: Austenita com alta concentração de carbono. 43
Figura 9 – Estágios formados durante a etapa de austêmpera (a) Ausferrita produzida em baixas temperaturas e (b) Ausferrita produzida em altas temperaturas 44
Figura 10 – Janela de processamento para temperaturas de austenitização de 870, 900 e 950ºC 45
Figura 11 – Relação entre a resistência a tração em função do alongamento para diferentes matrizes de ferro fundido nodular 46
Figura 12 – Esquema representando o processo de corrosão eletroquímica 49
Figura 13 – Curva potenciodinâmica hipotética para um material que apresenta passivação 50
Figura 14 – Fluxograma do procedimento experimental 53
Figura 15 – Processo de Nodularização, inoculação e vazamento 56
Figura 16 – Blocos para retirada de corpos de prova para ensaios mecânicos 57
Figura 17 – Corpo de prova para os ensaios de tração e impacto (ASTM E8 e E23), respectivamente. 57

Figura 18 – Modelo utilizado para produção dos corpos de prova com variação de espessuras.. 58
Figura 19 – Teste de Cunha (ABNT NBR6846). 59
Figura 20 – Esquema do corpo de prova e visão do modelo para ensaio de fluidez 60
Figura 21 – Máquina utilizada nos ensaios e suas informações técnicas. 62
Figura 22 – Sistema de fixação utilizado e corpo de prova pré-usinado..... 62
Figura 23 – Procedimento de medição do desgaste na pastilha. (A) Câmera microscópica. (B) Pastilha no dispositivo acoplada na escala. (C) Câmera microscópica e dispositiva de fixação da pastilha. (D) Realização da medição..... 64
Figura 24 – Pastilha utilizada no ensaio 64
Figura 25 – Disposição e sequência de processo da célula de tratamento térmico . 65
Figura 26 – Display indicador da temperatura do banho de sal fundido da austêmpera..... 66
Figura 27 – Equipamentos que compõem o sistema do ensaio de polarização potenciodinâmica. a) potenciostato e computador, (b) célula eletroquímica de três eletrodos. 67
Figura 28 – Metalografia do corpo de prova de ferro fundido nodular convencional (Liga 1.1). Matriz ferrítica/perlítica. 70
Figura 29 – Metalografia do corpo de prova de ferro fundido nodular com incremento no teor de silício, resultante em 3,29% Si (Liga 2). Matriz ferrítica com redução no percentual de perlita. 70
Figura 30 – Metalografia do corpo de prova de ferro fundido nodular com incremento no teor de silício, resultante em 3,58% Si (Liga 3). Matriz predominantemente ferrítica. 71
Figura 31 – Metalografia do corpo de prova de ferro fundido nodular com incremento no teor de silício, resultante em 3,94% (Liga 4). Matriz ferrítica 71
Figura 32 – Metalografia do corpo de prova de ferro fundido nodular com incremento no teor de silício, resultante em 4,39% (Liga 5). Matriz ferrítica. 72
Figura 33 – Metalografia do corpo de prova de ferro fundido nodular com incremento no teor de silício, resultante em 4,77% (Liga 6). Matriz ferrítica 72
Figura 34 – Metalografia do corpo de prova de ferro fundido nodular perlítico (Liga 1.2). Matriz perlítica. Ataque químico com Nital a 3%..... 73
Figura 35 – Imagem processada e resultado via software da análise de contagem de fase do corpo de prova de tração Liga 1.1..... 74

Figura 36 – Imagem processada e resultado da nodularidade.....74
Figura 37 – Gráfico com os resultados do ensaio de tração. Limite de escoamento, limite de resistência e alongamento 75
Figura 38 – Gráfico com os resultados dos ensaios de impacto e dureza 75
Figura 39 – Corpo de prova do ensaio de variação de espessura 77
Figura 40 – Corpos de prova com 4 mm de espessura (L1.1 / L2 / L3) 77
Figura 41 – Corpos de prova com 8 mm de espessura (L1.1 / L2 / L3) 77
Figura 42 – Corpos de prova com 13 mm de espessura (L1.1 / L2 / L3) 78
Figura 43 – Corpos de prova com 16 mm de espessura (L1.1 / L2 / L3) 78
Figura 44 – Corpos de prova com 20 mm de espessura (L1.1 / L2 / L3) 78
Figura 45 – Corpos de prova com 25 mm de espessura (L1.1 / L2 / L3) 79
Figura 46 – Corpo de prova com 25 mm de espessura (L1.2). Ataque Nital 3%. 80
Figura 47 – Gráfico com a fração da fase ferrítica presente em cada liga e espessura 81
Figura 48 – Tendência de coquilhamento das ligas de referência e das estudadas .83
Figura 49 – Corpos de prova do ensaio de fluidez das ligas de referência e das estudadas.....84
Figura 50 – Desgaste ocorrido no inserto na usinagem da Liga 1.1 com Vc 205 e tempo de contato de 15 minutos 85
Figura 51 – Desgaste ocorrido no inserto na usinagem da Liga 2 com Vc 230 e tempo de contato de 8 minutos 85
Figura 52 – Desgaste ocorrido no inserto na usinagem da Liga 3 com Vc 230 e tempo de contato de 30 minutos 87
Figura 53 – Desgaste ocorrido no inserto na usinagem da Liga 1.2 com Vc 205 e tempo de contato de 25 minutos 86
Figura 54 – Curva de desgaste em função da variação do tempo de contato ferramenta/peça e da velocidade de corte para a liga 1.1.....87
Figura 55 – Curva de desgaste em função da variação do tempo de contato ferramenta/peça e da velocidade de corte para a liga 2.....87
Figura 56 – Curva de desgaste em função da variação do tempo de contato ferramenta/peça e da velocidade de corte para a liga 3.....88
Figura 57 – Curva de desgaste em função da variação do tempo de contato ferramenta/peça e da velocidade de corte para a liga 1.2.....88

Figura 58 – Curva de tempo de vida (min.) em função da variação do da velocidade de corte para todas as ligas 89
Figura 59 – Microscopias ópticas das secções transversais dos C.ps do ensaio de tracao das ligas L1.1, L2, L3 e L1.2 respectivamente 91
Figura 60 – Gráfico com os resultados do ensaio de tração. Limite de escoamento, limite de resistência e alongamento 92
Figura 61 – Gráfico com os resultados dos ensaios de impacto e dureza 92
Figura 62 – Curvas de polarização potenciodinâmicas das amostras estudadas..... 95

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares para diferentes matrizes da Norma SAE J434. 32
Tabela 2 - Propriedades mecânicas obtidas no tratamento térmico de austêmpera em ferros fundidos segundo a Norma ASTM A897 48
Tabela 3 - Faixas das composições químicas especificadas. 54
Tabela 4 - Carga metálica utilizada na fundição das amostras..... 55
Tabela 5 - Diâmetros mínimos calculados em função da velocidade de corte. 61
Tabela 6 - Relação do tempo usinado para cada velocidade de corte. 63
Tabela 7- Composições químicas das ligas..... 69
Tabela 8 - Caracterização dos corpos de prova utilizados no ensaio de tração 73
Tabela 9 - Resultados das análises via software..... 80
Tabela 10 - Resultados dos ensaios de dureza..... 81
Tabela 11 - Resultados obtidos nos ensaios de coquilhamento 83
Tabela 12 - Resultados obtidos nos ensaios de Fluidez..... 84
Tabela 13 - Parâmetros eletroquímicos dos Ferros Fundidos Nodulares. 95

LISTA DE SIGLAS

µm: micrômetro

A.S: Alto Silício

ABNT: Associação Brasileira de Normas Técnicas

ADI: Austempered Ductile Iron

Al: Alumínio

Al_2O_3: Óxido de alumínio

ASTM: American Society for Testing and Materials

Ba: Bário

Ca: Cálcio

CE: Carbono Equivalente

Ce: Cério

CG: Contorno de Grão

cm^3: Centímetros cúbicos

CNC: Comando Numérico Computorizado

Cr: Cromo

Cu: Cobre

CVD: Metal Duro com Cobertura

Ecorr: Potencial de corrosão

ECS: Eletrodo de referência de calomelano saturado

Epit: Potencial de pite

Fe: Ferro

Fe_3C: Carboneto de ferro

Fe-C: Ferro Carbono

Fe-C-Si: Ferro Carbono Silício

FeMg: Ferro Magnésio

FeSi: Ferro Silício

HB: Hardness Brinell

Icorr: Corrente de corrosão

ISO: International Organization for Standardization

J: Joule

Kg: Kilograma

Km: Afastamento médio de cratera

Kt: Profundidade de cratera

Kw: Quilowatt

L.E: Limite de escoamento

L.R: Limite de resistência

L1.1: Liga 1.1

L1.2: Liga 1.2

L2: Liga 2

L3: Liga 3

L4: Liga 4

L5: Liga 5

L6: Liga 6

M: Metal

m: Metros

Mg: Magnésio

Min: Minutos

mm: milímetros

mm^2: milímetros quadrados

Mn: Manganês

M^{n+}: Cátion

MPa: Mega Pascal

mVs^{-1}: Velocidade de varredura

NaCl: Cloreto de Sódio

Ne^-: Número de elétrons

P: Enxofre

PH: Potencial Hidrogeniônico

Rp: Resistência de polarização

RPM: Rotações Por Minuto

S: Enxofre

SAE: Society of Automotive Engineers

SiO_2: Dióxido de silício

Sr: Estrôncio

Svɣ: Deslocamento do gume no sentido da face

Svα: Deslocamento do gume no sentido do flanco

T: Tempo de corte efetivo

Tamb: Temperatura ambiente

Taus: Temperatura de transformação ausferrítica

TC: Taxa de Corrosão

TEE: Temperaturas de Equilíbrio do Eutético Estável

TEM: Temperaturas de Equilíbrio do Eutético Metaestável

TTT: Temperatura- Tempo-Transformação

Ty: Temperatura de austenitização

VB Máx: Máximo desgaste de flanco

Vb: Desgaste de flanco

Vc: Velocidade de corte

W: Medida de coquilhamento

X^{x+}: Cátion

Zr: Zircônio

LISTA DE SÍMBOLOS

ºC: Graus Celsius
%: Porcentagem
σ_R: Limite de resistência
σ_E: Limite de escoamento
ɣ: Austenita
α: Ferrita
ξ: Épsilon
ɣAlt C: Austenita de alto carbono
In: Polegada
π: Pi
Ø: Diâmetro

Sumário

1. INTRODUÇÃO 27
2. OBJETIVO 27
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 29
3.1. Ferros fundidos nodulares 29
3.2. Ferros fundidos nodulares com altos teores de silício 33
3.3. Usinabilidade 36
3.4. Austêmpera em ferros fundidos nodulares 41
3.5. Corrosão 49
4. MATERIAIS E MÉTODOS 53
4.1. Composições químicas e fundição das ligas 54
4.2. Fundição das ligas 55
4.3. Ensaios mecânicos e caracterização microestrutural 57
4.4. Ensaios para caracterização de fundibilidade 59
4.5. Ensaios de usinabilidade 61
4.7. Ensaios de corrosão 67
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO 69
5.1. Composições químicas 69
5.2. Resultados da caracterização microestrutural e ensaios mecânicos 70
5.3. Resultados dos ensaios para caracterização da fundibilidade 83
5.4. Resultados dos ensaios de usinabilidade 85
5.5. Resultados do tratamento térmico 91
5.6. Resultados dos ensaios de corrosão 94
6. CONCLUSÕES 97
REFERÊNCIAS 98

1. INTRODUÇÃO

Os ferros fundidos nodulares, desenvolvidos no final da década de 1940, apresentaram uma importância crescente, consistindo num percentual importante dos ferros fundidos produzidos. Sua morfologia esferoidal da grafita resulta em características de ductilidade muito superiores as dos ferros fundidos cinzentos.

A fundição dos ferros nodulares permite uma alta variabilidade de projetos devido a sua boa fluidez, sendo amplamente utilizados na indústria automotiva, como em caixas de engrenagens, virabrequins, tubos e peças de máquinas agrícolas. Também é um excelente material para ser utilizado na fabricação de moldes de estampagem automotiva, devido ao seu baixo custo e boas propriedades mecânicas.

Em função da crescente competividade industrial, o desenvolvimento de novos materiais e aperfeiçoamentos dos existentes torna-se inevitável. No caso dos ferros fundidos nodulares, o aumento do teor de silício pode resultar em melhoramento da usinabilidade, fundibilidade e propriedades mecânicas, contribuindo assim com o seu desempenho geral.

Variações na microestrutura dos ferros fundidos podem limitar algumas aplicações e gerar dificuldades nos processos de fabricação. Com os avanços das ferramentas como softwares de desenho e simulação de fundição, técnicas de fabricação relacionadas à nodularização, inoculação, adição de elementos de liga e inspeções não destrutivas confiáveis tem tornado esse material cada vez mais promissor [1].

2. OBJETIVO

O objetivo do presente estudo consistiu na avaliação dos efeitos de altos teores de silício nas características microestruturais, de fundibilidade, usinabilidade e propriedades mecânicas de ferros fundidos nodulares.

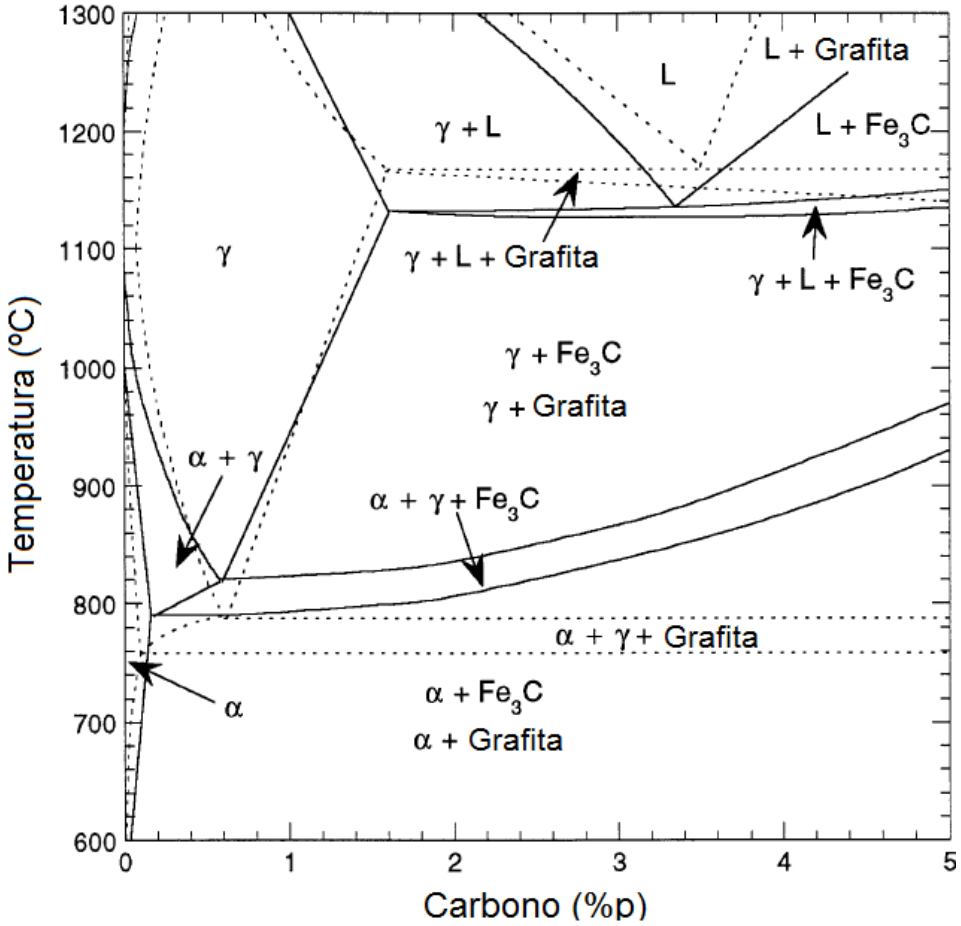
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Ferros fundidos nodulares

Os ferros fundidos nodulares apresentam em suas composições químicas carbono na faixa 3,2 e 3,8%p e silício na faixa de 2,0 e 2,8%p. As proporções de manganês e enxofre são inferiores a 0,50 e 0,02%p, respectivamente. Com a adição de cério e/ou magnésio no metal fundido pouco antes do processo de vazamento, torna-se possível obter a grafita na forma de nódulos, resultando nos ferros fundidos nodulares. Os teores de Ce e/ou Mg são próximos a 0,5%p, sendo o Mg mais utilizado devido ao custo inferior. A forma esférica da grafita resulta na menor relação de superfície/volume e, consequentemente, no menor volume ocupado. A matriz pode ser ferrítica, perlítica ou ferrítica-perlítica. Os ferros fundidos nodulares apresentam, em comparação com os ferros fundidos cinzentos, maior resistência à tração, ao impacto, à fadiga e ductilidade, uma vez que a grafita na forma esférica não atua como concentrador de tensões, além de boa absorção de vibração e boa resistência ao desgaste. Além disso, a presença de grafita contribui diretamente para a lubrificação das superfícies em contatos, fornecendo reservatórios para retenção de lubrificantes [2-6]. Consequentemente, eles são utilizados como substitutos dos ferros fundidos cinzentos ou aços em componentes estruturais e peças, colaborando efetivamente para a competitividade industrial [7] [8].

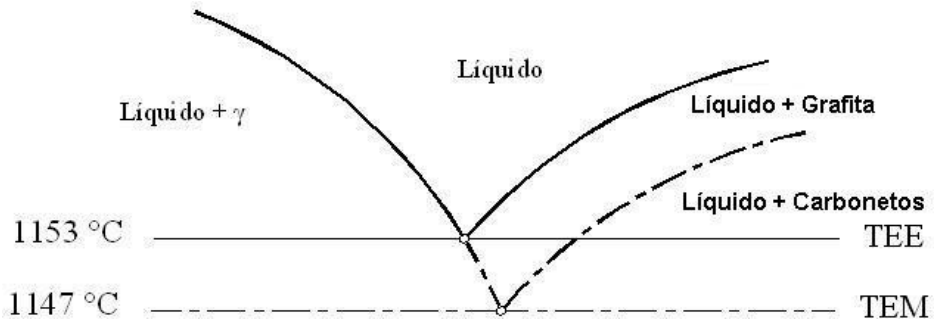
As fases presentes nos ferros fundidos são representadas no diagrama Fe-C com adição de linhas complementares, como mostrado na Figura 1.

Figura 1 – Diagrama de fases para o sistema Fe-C (em linhas sólidas) e sistema Fe-C-Si (em linhas pontilhadas) para um teor de Si de 2,5%p. Fonte: Adaptado [9].



As partículas de grafita crescem esgotando os átomos de carbono do ferro líquido até a temperatura do eutético. A austenita envolve os nódulos de grafita e controla o mecanismo de crescimento dos nódulos pela difusão de carbono. O intervalo de diferença de temperatura do eutético estável x metaestável é influenciado pelos elementos de liga presentes e pela cinética de crescimento das fases [10]. O diagrama para o sistema Fe-C apresenta uma diferença de aproximadamente 6ºC entre as temperaturas de equilíbrio do eutético (TEE) estável e do metaestável (TEM), como se pode observar nas seções referentes às composições próximas ao ponto eutético, apresentada esquematicamente na Figura 2.

Figura 2. Ponto eutético no Diagrama de Equilíbrio Fe-C (TEE X TEM).
Fonte: Adaptado [6].



O ponto eutético da liga é a resultante do carbono equivalente, proveniente da equação 1.

$$CE = \%C + 0{,}33\ (\%Si + \%P) \qquad EQ1.$$

Dessa forma, a diferença entre as temperaturas dos eutéticos podem ser influenciadas pelas alterações nas porcentagens do silício nas composições químicas. Isso também ocorre quando se tem presença de outros elementos de liga.

A formação da grafita nos ferros fundidos é dependente de núcleos provenientes do metal base, e é incrementada com introdução de núcleos para influenciar na formação estrutural do fundido decorrente da adição de inoculantes. Esses núcleos com tamanho igual ou inferior a 4 μm atuam como centros para precipitação da grafita. A teoria da nucleação mais significativa e provável é a precipitação de núcleos de SiO_2 durante a inoculação, porém sendo dependentes de elementos com alta afinidade com o oxigênio [11]. Os núcleos presentes iniciam a cristalização da grafita no início da solidificação eutética e previnem a formação de carboneto (Fe3C). Os inoculantes são principalmente de ferrosilício com adição de elementos eficazes com alta afinidade ao oxigênio (Ca, Al, Ba, Zr, Sr e terras raras). Essa reação complementa o processo e satisfazem os requisitos de qualidade, propriedades mecânicas e usinabilidade [12]. O efeito do inoculante é decrescente em relação ao tempo da sua adição, com 5 a 10 minutos de vida útil, devido à diminuição das quantidades de partículas ativas para nucleação da grafita, sendo esse efeito conhecido por "fading" [13].

A nodularização, a composição química e a taxa de resfriamento são variáveis importantes para garantir os requisitos desejados nos ferros fundidos nodulares, sendo suas características microestruturais, como, nodularidade, número de nódulos por unidade de área, tamanhos dos nódulos também são fortemente influenciados por essas condições [14] [15].

A Norma SAE J434 específica os requisitos de propriedades para fabricação dos ferros fundidos nodulares. A tabela 1 apresenta as informações das propriedades mecânicas para as classes presentes nesta norma.

Tabela 1 - Propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares para diferentes matrizes da Norma SAE J434. Fonte: adaptado [16].

GRADE	FAIXA DUREZA	MATRIZ PREDOMINANTE	RELAÇÃO C/ ESPESSURA DE PAREDE	σ_R	σ_E	ALONGAMENTO
	HB		Milímetros	MPa	MPa	%
D400	143-170	FERRITA	<=20	400	275	18
			>20<=40		260	
			>40<=60		250	
D450	156-217	FERRITA PERLITA	<=20	450	310	12
			>20<=40		295	
			>40<=60		285	
D500	187-229	FERRITA PERLITA	<=20	500	345	6
			>20<=40		330	
			>40<=60		320	
D550	217-229	PERLITA FERRITA	<=20	550	380	4
			>20<=40		365	
			>40<=60		350	
D700	217-230	PERLITA FERRITA	<=20	700	450	3
			>20<=40		435	
			>40<=60		425	
D800	255-311	PERLITA OU MARTENSITA	<=20	800	480	2
			>20<=40		465	
			>40<=60		455	

3.2. Ferros fundidos nodulares com altos teores de silício

Estudos para melhorias nos ferros fundidos têm sido realizados mediante incrementos nos teores de silício com melhora nas propriedades mecânicas. Tal fato é decorrente da inclusão do átomo de Si na rede cristalina do ferro, devida à proximidade dos raios atômicos do ferro e do Si [17]. Até cerca de 4,3% de Si, uma relação linear pode ser encontrada entre o percentual de silício e a resistência a tração, com o alongamento elevado em comparação com os ferros fundidos nodulares. Acima desse limite, ocorre uma queda brusca no alongamento, uma vez que a segregação de Si enfraquece a interface entre a matriz e os nódulos de grafita, com a consequente diminuição das propriedades mecânicas [18] [19]. Em alguns estudos, com teores de Si acima de 4,3%, esse comportamento não foi verificado [20].

Devido à substituição sólida ocorrida, a estrutura cristalina é distorcida, dessa forma restringindo a deformação plástica, gerando incremento do limite de escoamento do material [21]. Essa substituição aumenta a dureza e a resistência equivalente desses ferros fundidos nodulares, promovendo uma matriz monofásica, homogênea resultando em uma melhor usinabilidade [22]. Esse fator pode reduzir seu custo de produção, que o torna atrativo para a produção de componentes fundidos, quando comparados aos ferros fundidos nodulares perlíticos. O custo do ferro fundido alto silício, em termos de matéria prima é um pouco mais elevado, porém isto pode ser suplantado pela possibilidade de ganhos na usinagem e vantagens no processo de fundição.

Nas classes tradicionais de ferros fundidos nodulares com predominância de matriz ferrítica, o material possui alta ductilidade com resistência mecânica limitada. Na matriz predominantemente perlítica, ocorrem altos limites de resistência e baixa ductilidade [23]. A mistura dessas fases na matriz em proporções variadas não garante a homogeneidade das propriedades.

A liga com alto teor de silício consegue garantir uma matriz totalmente ferrítica e propriedades homogêneas em toda a secção da peça, com pequena influência da espessura de parede e da taxa de resfriamento para frações de perlita até de 5% [24]. O aumento no teor de silício é uma prática utilizada em algumas fundições para melhoramento de processo, para melhora da fluidez e minimização

do efeito de super resfriamento em regiões muito finas.

A taxa de resfriamento é o resultado da transferência intensiva de calor entre o fluxo de metal liquido e as paredes do molde, influenciando na temperatura do inicio da solidificação do eutético. Esses valores são sempre variáveis em função da espessura, temperatura de vazamento e temperatura de desmoldagem.

Em aplicações que exigem matriz totalmente ferrítica nas classes convencionais de ferros fundidos nodulares, utiliza-se o tratamento térmico de ferritização, que consiste em aquecer a peça na faixa de temperatura entre 720 por 1 ou 2 horas com resfriamento subsequente no forno e também em função da matriz existente na peça bruta de fusão [25]. Esse procedimento de recozimento na temperatura subcrítica tem como objetivo ferritizar a matriz a fim de se obter uma máxima ductilidade com boa resistência mecânica, usinabilidade e propriedades uniformes [26].

Quando ocorre desmoldagem de forma prematura em função das características de processo, isso implica na alteração da taxa de resfriamento resultando em frações variáveis de ferrita e perlita (estrutura heterogênea) de peça para peça do próprio lote de produção. Além disso, a morfologia da perlita e o espaçamento interlamelar da ferrita e cementita, também são influenciados, sendo que quanto maior a taxa, menor o espaçamento interlamelar [10]. Outra variável é a geometria da peça, com alterações de espessuras que também afetam a velocidade de resfriamento.

A variabilidade de dureza em função da heterogeneidade da matriz do fundido produz dificuldade no processo de usinagem, em termos de tolerâncias de desenhos com graus de precisão elevados. Quando o ajuste da máquina é feito para uma peça com dureza maior e na sequência for usinada uma peça com dureza menor, o dimensional será afetado, gerando uma não conformidade. Quando ocorre o contrário, se o ajuste for feito para uma peça com a dureza mais baixa e na sequência for usinada uma peça com a dureza mais elevada, a medida idealizada não será alcançada, sendo necessário na maioria das vezes um retrabalho. Além disso, melhor acabamento é outra vantagem dos ferros fundidos nodulares alto silício [10].

Em função do efeito grafitizante do silício, ocorre à diminuição da solubilidade de carbono na ferrita, o que aumenta a quantidade de grafita precipitada, acarretando uma menor densidade, com uma redução de peso da

ordem de 1,5%, o que resulta numa boa relação resistência/peso [19].

Os ferros fundidos nodulares alto silício apresentam resistência à fadiga, superiores as dos ferros fundidos nodulares de matriz ferrítica/perlítica, para um mesmo nível de resistência mecânica [27] [28].

As possíveis desvantagens são a deterioração da forma da grafita que pode ocorrer, e a diminuição da resistência ao impacto. Mesmo assim, há um interesse crescente pelos ferros fundidos alto silício, devido as suas boas combinações de propriedades de tração, microestrutura homogênea e boa usinabilidade, quando comparados com os ferros fundidos nodulares ferríticos ou ferrítico/perlíticos. Adicionalmente, podem apresentar resistência à corrosão superior a dos ferros fundidos nodulares convencionais [20].

3.3. Usinabilidade

O processo de fundição é altamente utilizado devido sua flexibilidade de geometria, porém a maioria das aplicações mecânicas requerem tolerâncias dimensionais e geométricas com alto grau de precisão. Devido a isso, quase sempre é realizado o processo de usinagem em componentes fundidos.

O processo de usinagem consiste em remoção de material por uma ferramenta de corte mediante a aplicação de força mecânica, formando cavacos, com o objetivo de dar forma à matéria prima e garantir as medidas mais precisas.

A usinabilidade é uma propriedade da usinagem e pode ser classificada como uma característica dependente do material que está sendo usinado. Esse termo também está relacionado ao comportamento do material durante essa operação, o que influencia na vida útil da ferramenta, esforços de corte, acabamento da superfície usinada, volume de material removido e o tipo e a forma do cavaco gerado. Essas variáveis se traduzem em custo e produtividade; quanto melhor for a resposta da liga quanto a essas características, menor será o custo e melhor a produtividade. Na literatura também é descrita como a propriedade de um determinado material que influencia no processo de usinagem [29].

Os materiais podem ser comportar de formas distintas durante a usinagem, apresentando resultados indesejáveis, como, desgaste prematuro, superaquecimento, fratura da ferramenta, acabamento superficial não adequado além do aumento nos esforços de corte. Esse comportamento esta relacionado com os fatores metalúrgicos do material e os parâmetros de corte utilizados [30]. A usinabilidade contempla uma interação material usinado e processo, e não é uma propriedade específica do material e sim uma grandeza comparativa em um conjunto de propriedades de usinagem, ou seja, o grau de dificuldade de usinar um determinado material [31].

Os ferros fundidos com grafita são considerados materiais de alta usinabilidade, devido à presença de grafita que atua como um quebra cavaco, prevenindo à aderência de cavaco a ferramenta e também atuando como lubrificante. Essas características podem ser facilmente alteradas mediante pequenas variações microestruturais. Normalmente a usinabilidade decresce conforme se aumenta a classe do ferro fundido nodular de acordo com a matriz e

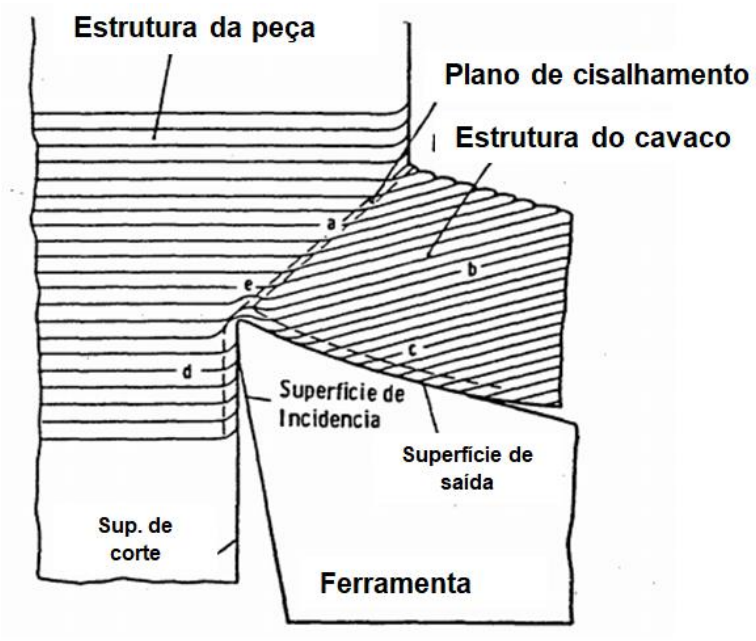
com relação ao efeito do aumento de dureza da matriz [32].

Nos ferros fundidos nodulares com matriz ferrítica e ferrítica/perlítica ocorrem grandes divergências de dureza devido às variações das matrizes com frações variadas de perlita, limitando as aplicações devido às dificuldades de usinagem e alongamento limitado. Para uma melhor usinabilidade uma matriz totalmente ferrítica deve ser garantida [33] [34]. Uma matriz monofásica com dureza uniforme é característica dos ferros fundidos nodulares com altos teores de silício, diminuindo o desgaste da ferramenta e melhorando a usinabilidade, com garantias de maior precisão com custos inferiores [11] [27].

Um dos requisitos mais importantes na usinagem está relacionado com o desgaste das ferramentas de corte por isso tem se tornado o parâmetro mais utilizado para caracterização da usinabilidade. O desgaste das ferramentas ocorre em função da velocidade de corte e o tempo de usinagem.

A Figura 3 exemplifica a dinâmica envolvida na remoção de material durante a usinagem. O desgaste do corte ocorre quando a ferramenta penetra no material deformando-o elasticamente e plasticamente e ao vencer a tensão cisalhante inicia o escoamento [29].

Figura 3 - Representação esquemática da formação do cavaco
Fonte: Adaptado [29]



O desgaste pode ocorrer de diversas formas em função do tempo de contato na interface ferramenta/peça. As formas de desgaste existentes são:

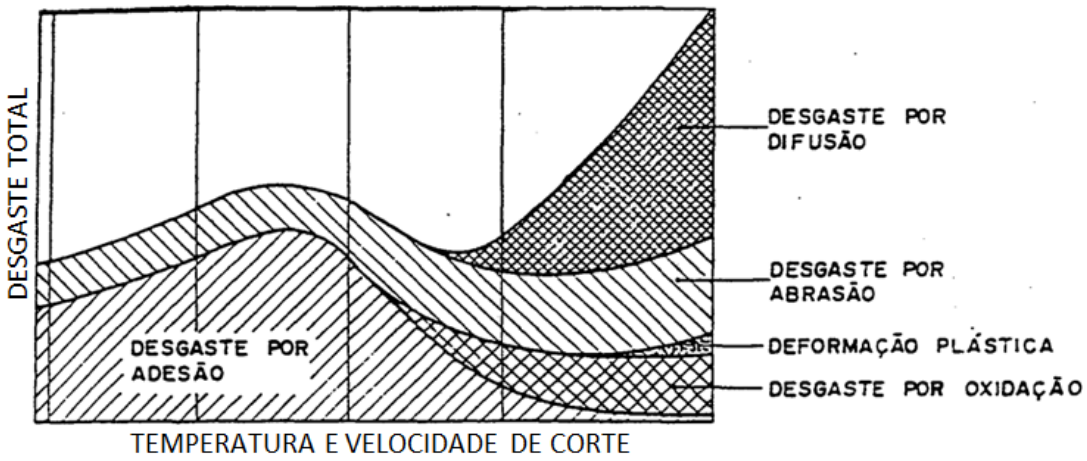
- Deterioração do gume em decorrência de solicitações térmicas e mecânicas excessivas; lascamentos e micro trincas;
- Difusão;
- Adesão (micro soldagem);
- Abrasão mecânica;
- Oxidação

Os mecanismos de desgaste atuam simultaneamente e dificilmente podem ser distinguidos [29].

O destacamento de partículas finas da ferramenta acontece em função do atrito e altas temperaturas, pressões e é aumentada com a presença de carbonetos e óxidos. Também o aumento da velocidade de corte provoca maior desgaste por abrasão mecânica [30].

Os mecanismos ocorrentes durante o processo de usinagem em função da temperatura e velocidade de corte estão apresentados na Figura 4.

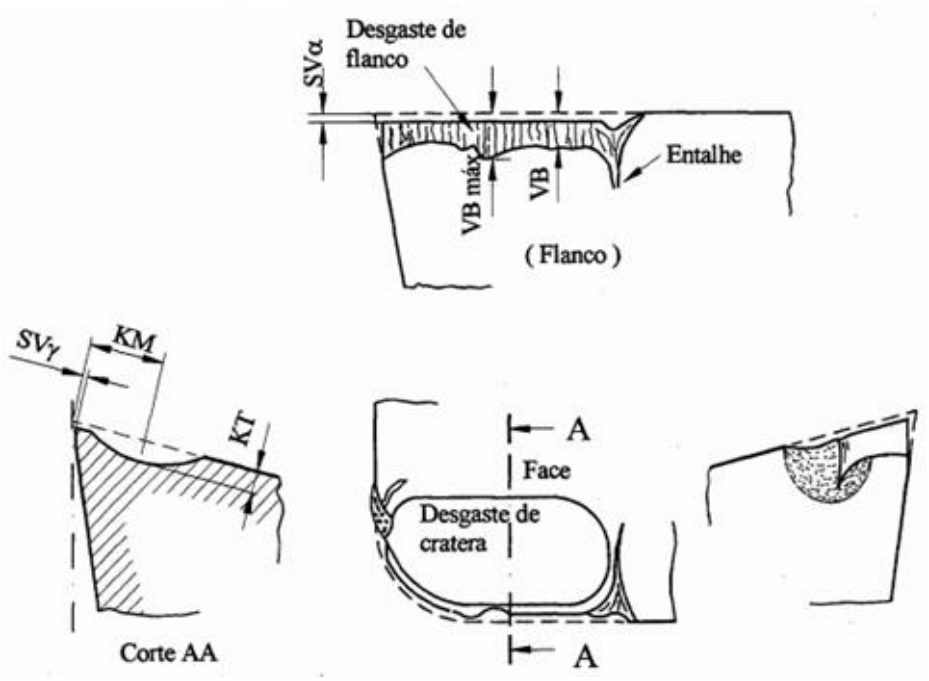
Figura 4 – Mecanismos de desgaste ocorridos em uma ferramenta de corte em função da temperatura e velocidade de corte. Fonte: Adaptado [35].



As regiões principais dos desgastes são na face e nos flancos. Em função disso os mesmos são medidos e controlados, tanto no flanco como na cratera, caracterizando o fim da vida útil, ilustrados na Figura 5.

Figura 5 – Representação esquemática dos desgastes ocorridos no flanco e na cratera. Fonte: Adaptado [36].

Sendo: VB – Desgaste de flanco médio.
VB máx. – Desgaste de flanco máx.
KT- Profundidade de cratera. KM – Afastamento médio de cratera.
SVɣ – Deslocamento do gume no sentido do flanco
Svα – Deslocamento do gume no sentido da face



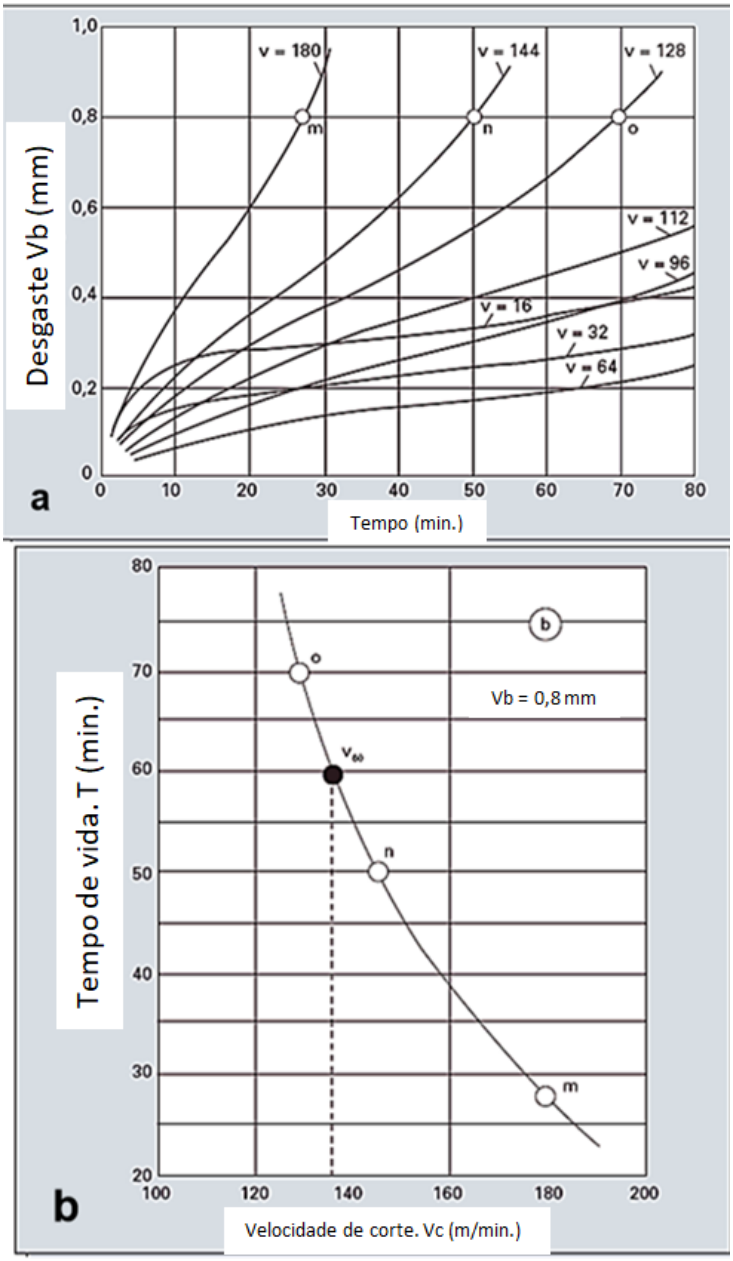
O fim da vida útil está relacionado com o tempo de trabalho efetivo, ou seja, até a aresta cortante perder sua capacidade de corte, dentro de um critério estabelecido previamente [31]. O aspecto da curva de vida de uma ferramenta pode ser obtido em função da velocidade de corte e tempo de usinagem. Aplica-se o tempo de corte efetivo (T), nesse caso expresso em minutos relacionado à velocidade de corte (Vc) em m/min. Essa relação foi desenvolvida por Frederick Winslow Taylor [37].

A elaboração das curvas T x Vc para um material depende de informações fornecidas por gráficos auxiliares, que indicam o desgaste da ferramenta em função do tempo efetivo de usinagem, sendo os parâmetros de processo fixos e a velocidade de corte variável.

Após a elaboração do gráfico auxiliar, seleciona-se um parâmetro como fim da vida da ferramenta (Vb-desgaste em mm), associando-o ao tempo de vida

para cada velocidade de corte, como indicado na Figura 6a. A partir desses dados é obtida a curva de desgaste em função do tempo de usinagem para uma ferramenta específica. A curva de Taylor obtida adotando-se como fim da vida útil da ferramenta um desgaste de 0,8 mm está apresentada na Figura 6b [37].

Figura 6 – Exemplo da construção da curva de vida da ferramenta T x Vc. (7a) Gráficos auxiliares de desgaste em função do tempo de usinagem Vb x T. (7b) Curva de vida da ferramenta T x Vc para Vb=0,8 mm (Curva de Taylor). Fonte: Adaptado [37].



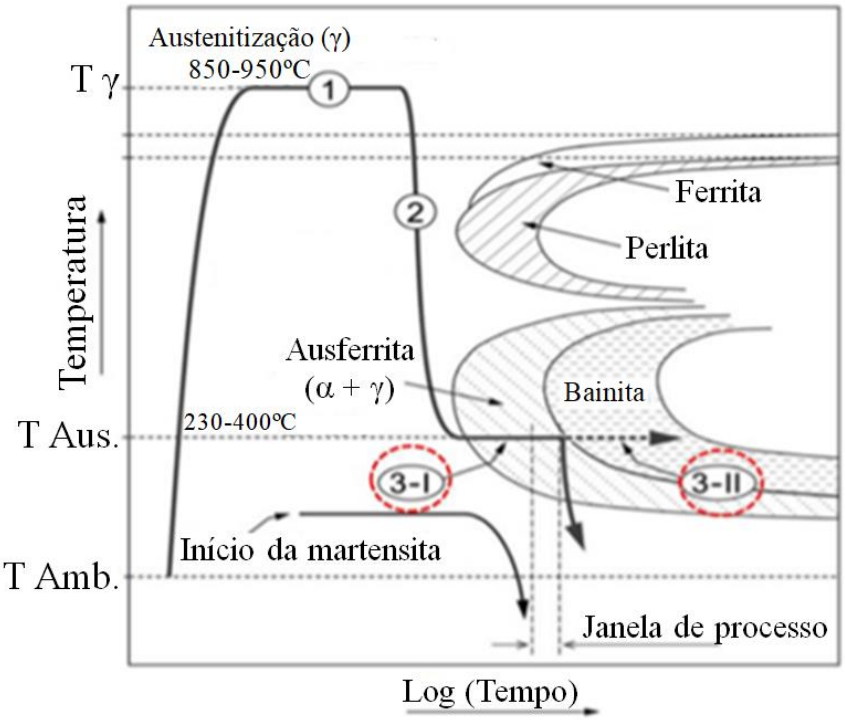
3.4. Austêmpera em ferros fundidos nodulares

Os ferros fundidos nodulares podem ser tratados termicamente para melhorarem suas propriedades mecânicas. O tratamento que proporciona uma melhor combinação de resistência mecânica, alongamento, resistência ao impacto e fadiga é o tratamento térmico de austêmpera. Devido a essas características, tem sido utilizado em diversas aplicações industriais, como na indústria automobilística, agrícolas e ferroviárias [38].

A combinação da fundição de um ferro fundido com grafita nodular e o tratamento térmico de austêmpera resulta em um material denominado ADI (Austempered Ductile Iron). Industrialmente, esse tratamento térmico é realizado em várias etapas. O material requer pré-aquecimento, quando o processo seguinte de austenitização for realizado em banho de sal fundido, sendo que essa operação não produz mudança na microestrutura, visando somente evitar choque térmico e projeção de sal fundido no processo, com a introdução do material frio no forno de austenitização.

Na sequência é aquecido até na faixa de temperatura de 850ºC a 950ºC, sendo mantido nessa temperatura o tempo necessário para que a mesma se torne homogênea em toda a peça. Após a austenitização o material é resfriado em banho de sal fundido e mantido isotermicamente a uma temperatura desejada, que pode variar de 250ºC a 400ºC. O tempo e a temperatura são definidos mediante as propriedades requeridas e suficientes para ocorrer à transformação da austenita em ausferrita. Posteriormente o material é resfriado até temperatura ambiente. Todo o processo está ilustrado no diagrama TTT (Temperatura-Tempo-Transformação) representados pela Figura 7.

Figura 7 – Diagrama esquemático das etapas do tratamento de austêmpera. (1) Austenitização, (2) resfriamento em banhos de sais, (3-I) Estágio I e (3-II) Estágio 2. Fonte: Adaptado. [39]

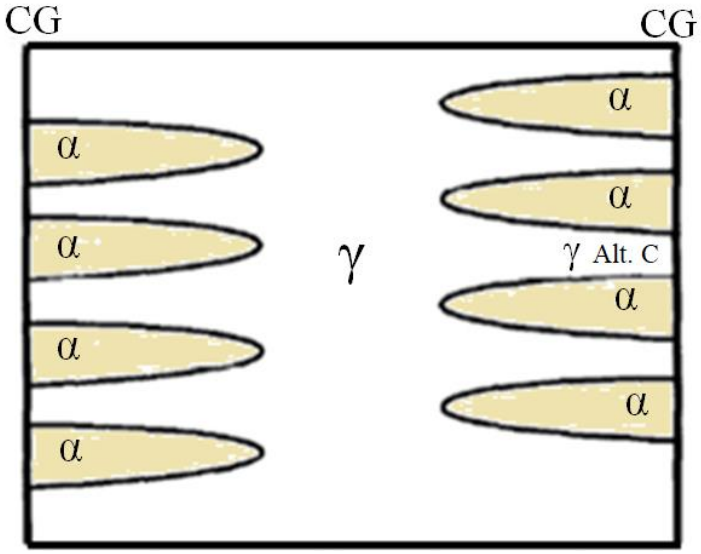


A microestrutura resultante desse processo é a ausferrita, composta for ferrita acicular e austenita de alto carbono. Isso ocorre devido à alta concentração de carbono e silício, que diferenciam do que ocorre nos aços carbonos quando tratados no processo de austêmpera.

Nos aços a transformação ocorre em um único estágio, austenita (ɣ) se transforma diretamente em ferrita (α) e carbonetos (Fe_3C). Nos ferros fundidos com grafita, as transformações ocorrem em dois estágios. No primeiro estagio a austenita (ɣ) se transforma em ferrita (α) + austenita com teor alto carbono, formando a ausferrita. Mantendo-se o tratamento isotérmico, ocorre um segundo estágio, onde a ɣ com alto teor de carbono, se transforma em α + carbonetos (bainita).

O esquema do processo de transformação nos ferros fundidos com grafita está exposto na Figura 8, onde as placas de ferrita interpostas por uma camada fina de austenita saturada de carbono formam seus núcleos e iniciam o crescimento desse microconstituinte a partir dos contornos de grãos.

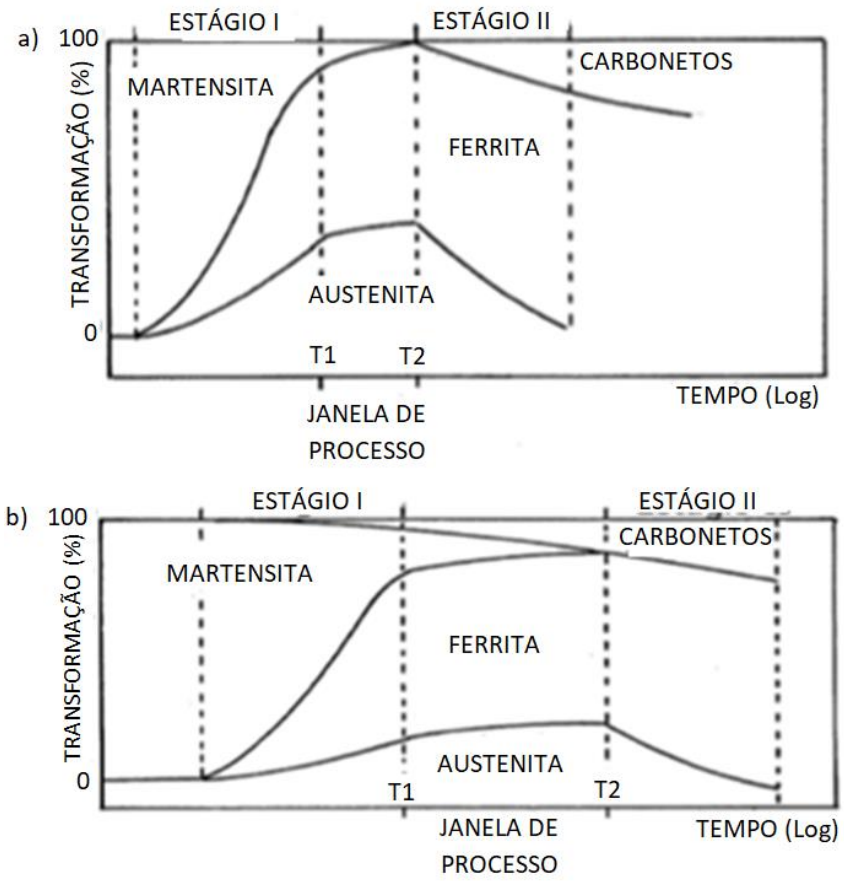
Figura 8 – Esquema de transformação durante o processo de austêmpera. CG: Contorno de grão, α Ferrita, ɣ: Austenita e ɣAlt C : Austenita com alta concentração de carbono. Fonte: Adaptado [40].



As placas de ferrita crescem e nucleiam a partir dos grãos austeníticos, devido a solubilidade de carbono na ferrita ser muito baixa. Com o passar do tempo à difusão do carbono se torna mais difícil e o crescimento das placas é impedido. Como a quantidade de carbono presente na austenita é relativamente alta, a mesma alcança à estabilidade podendo ser resfriada a temperatura ambiente, sem a formação de martensita. Essa dinâmica esta presente no estagio I. Caso tempos maiores forem usados durante o resfriamento isotérmico da austêmpera, a austenita com alta concentração de carbono tende a se decompor em ferrita e em carbonetos do tipo ξ (épsilon), assim formando uma microestrutura bainítica, com propriedades diferentes do ADI. Esse evento é classificado como estágio II e deve ser evitado. Os resultados satisfatórios de austêmpera são evidenciados após o final do estágio I (estabilização do enriquecimento do carbono na austenita) e antes do estágio II (início de precipitação de carbonetos), o intervalo entre esses dois estágios é chamado de janela de processo, conforme é ilustrado na Figura 9.

Figura 9 – Estágios de formação na etapa de austêmpera (a) Ausferrita produzida em baixas temperaturas e (b) Ausferrita produzida em altas temperaturas.

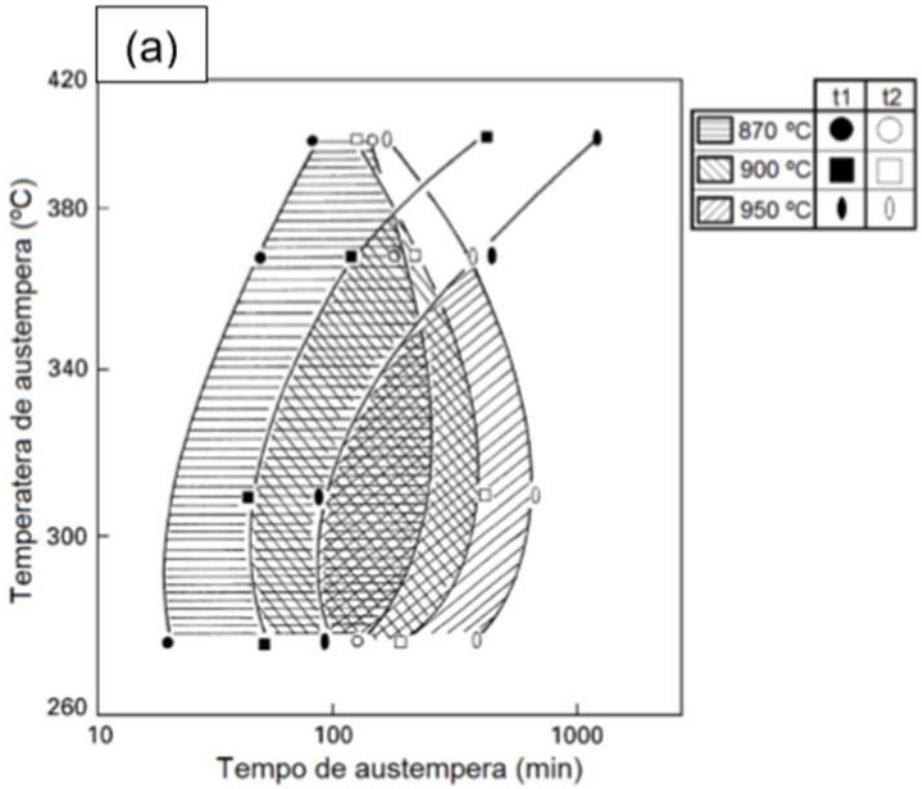
Fonte: Adaptado [41].



A janela de processo pode ser definida pela concentração de austenita retida, e de carbono na austenita ou pelo volume de austenita residual, podendo ser validados pela variação de dureza do material. A janela de processo é variável em função das temperaturas de austenitização e de austêmpera. Temperaturas baixas apresentam menores intervalos em relação às temperaturas mais elevadas, além da composição química e da microestrutura do ferro fundido bruto de fusão [42] [43].

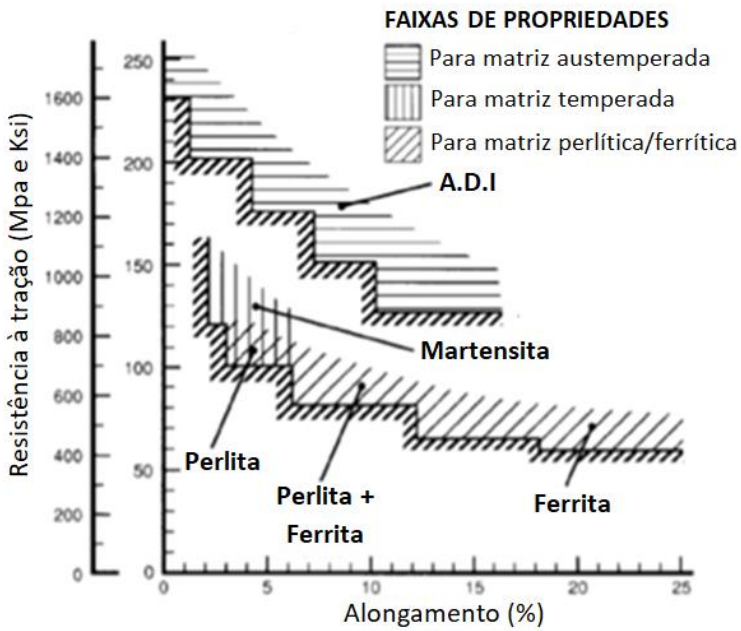
A influência da temperatura de austenitização na janela de processo esta apresentado na Figura 10.

Figura 10 – Janela de processamento para temperaturas de austenitização de 870, 900 e 950ºC. Fonte: Adaptado de [43].



As propriedades do ADI estão diretamente associadas com a composição química do fundido, e os parâmetros de processo, como tempo e temperatura de austenitização e austêmpera [40] [41] [43]. As relações entre a resistência a tração e alongamento do ADI, conforme especificações da Norma ASTM A897, comparadas as dos ferros fundidos nodulares, com matrizes brutas de fusão, especificadas pela Norma ASTM A536 estão apresentadas na Figura 11.

Figura 11 – Relação entre a resistência à tração e alongamento para diferentes matrizes de ferros fundidos nodulares. Fonte: Adaptado [44].



Os elementos químicos base utilizados em ferros fundidos são: ferro, silício e carbono, os quais devem ser adicionados e controlados de acordo com as propriedades desejadas, os demais elementos de liga são adicionados para ampliar ainda mais a faixa de aplicação desses materiais, sendo cada um responsável por cada função ou atuando em conjunto. - Silício (Si): É um dos elementos mais importante adicionados nos ADI´s pois promove a formação da grafita, diminui a solubilidade do carbono na austenita, aumenta a temperatura eutetóide e inibe a formação de carbetos bainíticos. Com o aumento da adição do teor de Si o diagrama de fase Fe-C tende a se modificar, elevando a temperatura da fase austenítica e diminuindo a solubilidade do carbono. [45] [46].

Ausferrita é considerada uma microestrutura metaestável que se decompõe em ferrita e em carbonetos quando mantida por um longo tempo no tratamento isotérmico. Em temperaturas mais baixas, foi observado que para até 1000 horas de tratamento não ocorre mais decomposição de austenita, porém acontece a precipitação de carbonetos, pois a concentração local de carbono na interface de ferrita ou da ferrita-austenita aumenta devido à baixa na velocidade da difusão, tornando possível a precipitação de carbonetos termodinamicamente viáveis. A quantidade de carbono em solução disponível para estabilizar a austenita

retida na estrutura ausferrítica é definida durante a austenitização, sendo fornecido pela grafita e pela perlita, quando a mesma está presente na microestrutura do material. Nos ferros fundidos nodulares com incremento de silício, a grafita é apenas fonte de carbono e o silício atua na redução da solubilidade do carbono na austenita, sendo necessário mais tempo para garantir a homogeneidade do carbono dissolvido na austenita [47] [48].

Aumentando o teor de silício, em torno de 3,7 a 4,3% em peso, é possível obter ferros nodulares austemperados com maiores resistências, sem prejudicar a ductilidade devido à formação de carbonetos, porém em alguns trabalhos, verificou-se que teores de silício superiores a 3,5% nos ferros fundidos nodulares austemperados não produziram incrementos nas propriedades mecânicas em função da segregação do mesmo na matriz ausferrítica [48] [49].

Em outro estudo, as propriedades obtidas nos ferros fundidos nodulares com altos teores de silício foram semelhantes às propriedades obtidas para os ferros fundidos nodulares convencionais. As indicações são que essas ligas se tornam menos sensíveis ao tempo de resfriamento durante o tratamento isotérmico e a dureza aumenta com o aumento do tempo [50]. No ensaio de impacto, a temperatura de transição dúctil/frágil é alterada de acordo com [51], sendo que para cada 1% incrementado no teor de silício, essa temperatura aumenta em 82ºC.

O aumento do teor de silício promove também o alargamento da janela de processo para as temperaturas mais elevadas e tempos longos, devido ao retardamento da formação da cementita [52].

Os valores das propriedades mecânicas (σ_R, σ_E e alongamento) obtidos nos tratamento térmicos de austêmpera em ferros fundidos nodulares constantes na Norma ASTM A897 estão apresentados na tabela 2.

Tabela 2 – Propriedades mecânicas obtidas no tratamento térmico de austêmpera em ferros fundidos segundo a Norma ASTM A897. Fonte: adaptado [53].

CLASSE	FAIXA DE DUREZA	σ_R	σ_E	ALONGAMENTO	IMPACTO
	HB	MPa	MPa	%	(J)
750/500/11	241-302	750	500	11	110
900/650/09	269-341	900	650	9	100
1050/750/07	302-375	1050	750	7	80
1200/850/04	341-444	1200	850	4	60
1400/1100/02	388-477	1400	1100	2	35
1600/1300/01	402-512	1600	1300	1	20

3.5. Corrosão

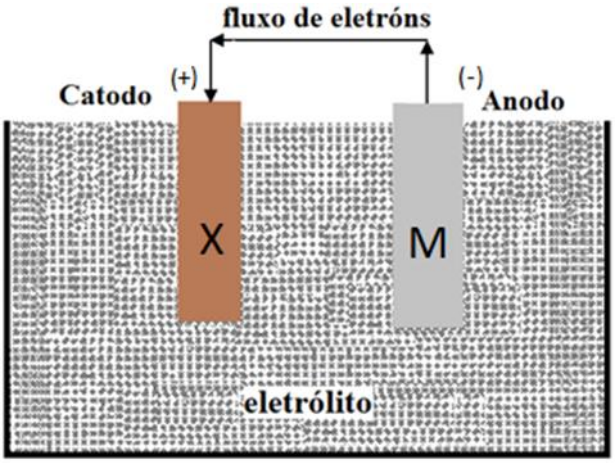
A corrosão é um processo natural (espontâneo) de degradação ou deterioração devido à ação do ambiente nos materiais [54]. Pode também ser definida como uma degeneração proveniente da interação do material com o ambiente, mediante processos eletroquímicos, especialmente nos metais [55]. A corrosão eletroquímica, que é uma das formas mais comuns de corrosão, ocorre pela perda de elétrons na presença de um meio aquoso [56]. Esse tipo de corrosão envolve a perda de elétrons (anodo) e o ganho de elétrons (catodo) [57].

Na Figura 12 é apresentado um esquema do processo básico de corrosão eletroquímica (oxidação e redução). Na Reação 1 é representado o processo de oxidação, onde o metal (M) oxida-se perdendo elétrons e transferindo íons (Mn+) para a solução. A reação de oxidação é sustentada pelo consumo de elétrons que ocorre na reação de redução, onde o metal (X) se reduz (Reação 2) [72].

Figura 12 - Esquema representando o processo de corrosão eletroquímica. Fonte: Adaptado [58].

$$M \longrightarrow M^{n+} + ne^- \qquad (2)$$

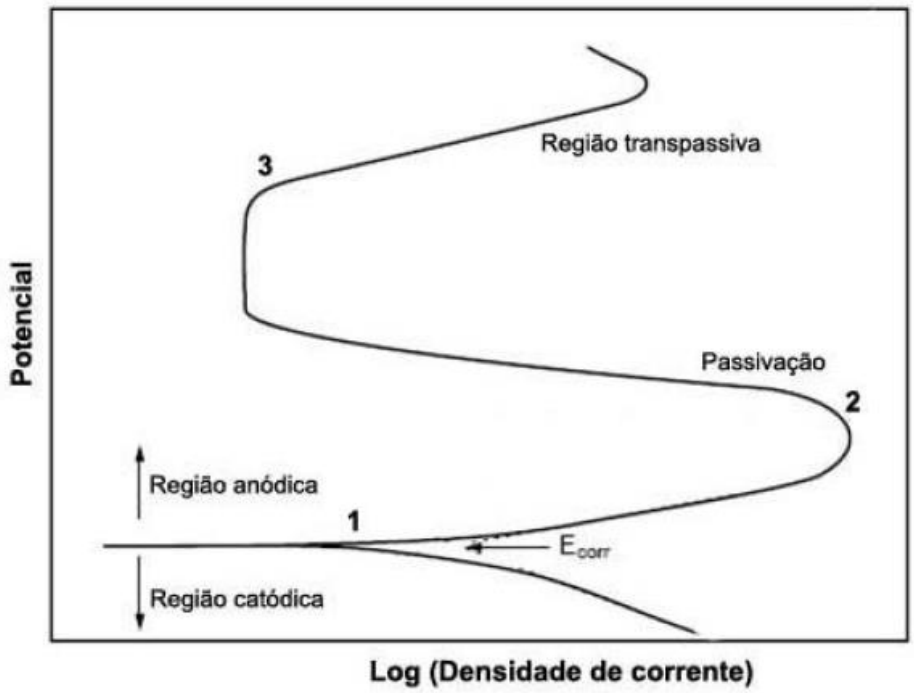
$$X^{x+} + ne^- \longrightarrow X \qquad (3)$$



A técnica muito utilizada para a obtenção de dados referentes ao comportamento corrosivo de um material chama-se polarização potenciodinâmica. Essa técnica baseia-se na aplicação de uma potencial variável em uma amostra que se encontra em contato com um eletrólito. Acompanhando a corrente produzida é possível obter dados como potencial e corrente de corrosão [59].

Na Figura 13 é apresentada uma curva ideal típica de polarização onde a região catódica e anódica estão especificadas. A grande maioria dos estudos de corrosão se concentra na região (1), onde ocorre a transição entre as regiões anódica e catódica, denominada região de Tafel. As regiões 2 e 3 são importantes para materiais que apresentam passivação, pois geram a formação de filme (2) passivo e surgimento de pites (3).

Figura 13 - Curva potenciodinâmica hipotética para um material que apresenta passivação. Fonte: Adaptado [60].



O efeito da corrosão sobre os ferros fundidos é dependente de suas microestruturas. O ferro fundido nodular com alto teor de silício é susceptível a corrosão localizada nas regiões das grafitas e dos carbonetos interdentriticos [61] e a sua resistência à corrosão está associada aos tamanhos dos nódulos de grafita. [62] [63]. Em geral a corrosão tende a ocorrer de forma mais agressiva nas fases

monofásicas, como ferrita e austenita, quando comparadas a microconstituintes como a perlita ou a bainita [64].

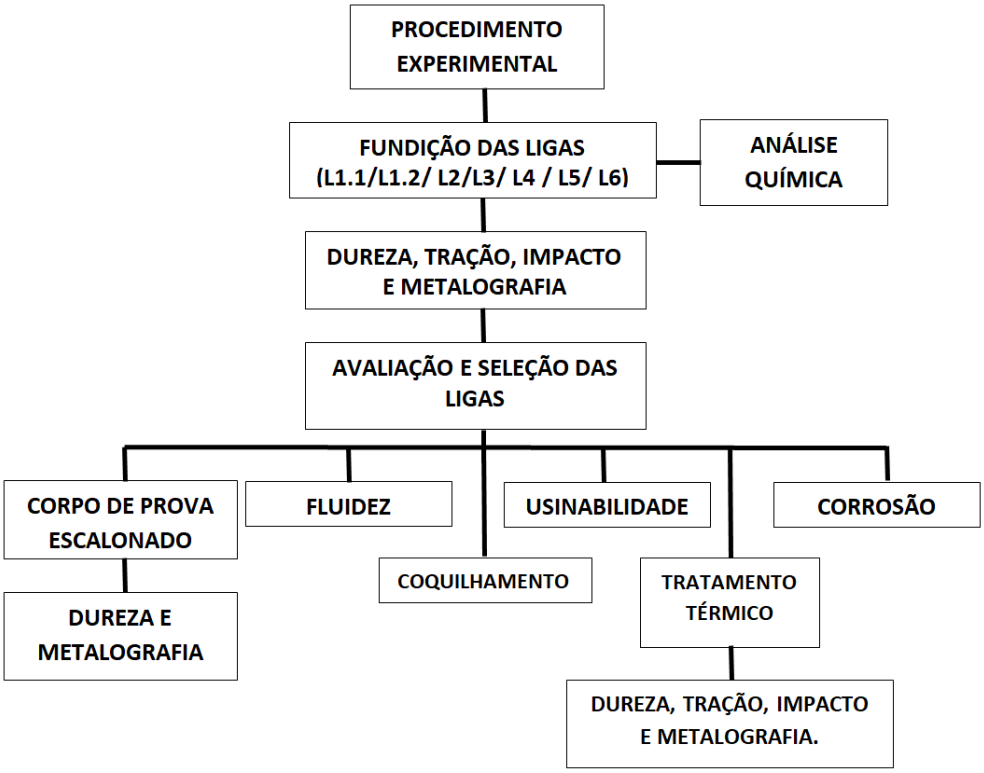
Estudos realizados por Fairhurst e Röhrig [65] relatam melhoras na resistência a corrosão em ferros fundidos com altos teores de silício e em vários ambientes [66] [67].

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Na Figura 14 são apresentadas as atividades executadas neste trabalho.

Figura 14 - Fluxograma do procedimento experimental.

Fonte: Próprio Autor



O presente trabalho foi desenvolvido da seguinte maneira:

Foram produzidas 5 ligas com teores crescentes de Silício.

Tais ligas foram submetidas a ensaios de tração e impacto no estado bruto de fundição. Duas delas que apresentaram os melhores resultados foram selecionadas para uma caracterização mais detalhada, envolvendo tratamentos térmicos e ensaios metalográficos, de dureza, de tração, impacto, usinabilidade, fluidez e corrosão.

Foram produzidas também, para fins de comparação, duas ligas convencionais com matriz ferrítica e com matriz perlítica.

4.1. Composições químicas e fundição das ligas

Na Tabela 3 são apresentadas as composições químicas nominais das ligas com altos teores de silício (A.S) estudadas, bem como das ligas convencionais (Norma SAE J434) ferrítica e perlítica. O teor de silício variou de 2,5 (convencional) até 5%. Segundo a literatura, não existe um consenso a respeito do teor máximo efetivo para o silício, situando-se na faixa de 4,3 a 4,7%. As ligas aqui propostas visam verificar tal efeito.

Os teores de carbono e silício foram balanceados de maneira a se manter o carbono equivalente próximo ao eutético, visando um maior número de nódulos. As análises químicas foram realizadas pelo método de espectroscopia de emissão óptica. Os teores máximos dos demais elementos foram: S= 0,017; P= 0,10; Cr= 0,07 e Mn= 0,5%. (Fe= Balanço).

Tabela 3 – Faixas das composições químicas especificadas. Fonte: Próprio autor.

IDENTIFICAÇÃO			ESPECIFICAÇÃO ELEMENTOS QUÍMICOS (% em peso)				
LIGA	**DESCRIÇÃO**	**FAIXA**	**C**	**Si**	**Cu**	**Mg**	**CE**
1.1	**D 450 CONVENCIONAL**	**Min.**	3,40	2,50	0,10 (Máx)	0,017	4,23
		Max.	3,70	2,90		0,065	4,67
1.2	**D550 PERLÍTICO**	**Min.**	3,40	2,50	0,6	0,017	4,27
		Max.	3,90	2,90	0,8	0,065	4,57
2	**A.S 1**	**Min.**	3,20	3,10	0,10 (Máx)	0,017	4,23
		Max.	3,40	3,40		0,065	4,53
3	**A.S 2**	**Min.**	3,10	3,50	0,10 (Máx)	0,017	4,27
		Max.	3,30	3,80		0,065	4,57
4	A.S 3	**Min.**	2,90	3,90	0,10 (Máx)	0,017	4,20
		Max.	3,10	4,20		0,065	4,50
5	**A.S 4**	**Min.**	2,80	4,30	0,10 (Máx)	0,017	4,23
		Max.	3,00	4,60		0,065	4,53
6	**A.S 5**	**Min.**	2,70	4,70	0,10 (Máx)	0,017	4,27
		Max.	2,90	5,00		0,065	4,57

4.2. Fundição das ligas

As ligas foram produzidas em forno de indução de 1500 kW com capacidade de 1800 kg, na fundição da Baldan Implementos Agrícolas S/A.

Para a preparação das cargas foram utilizadas as matérias primas descritas na Tabela 4.

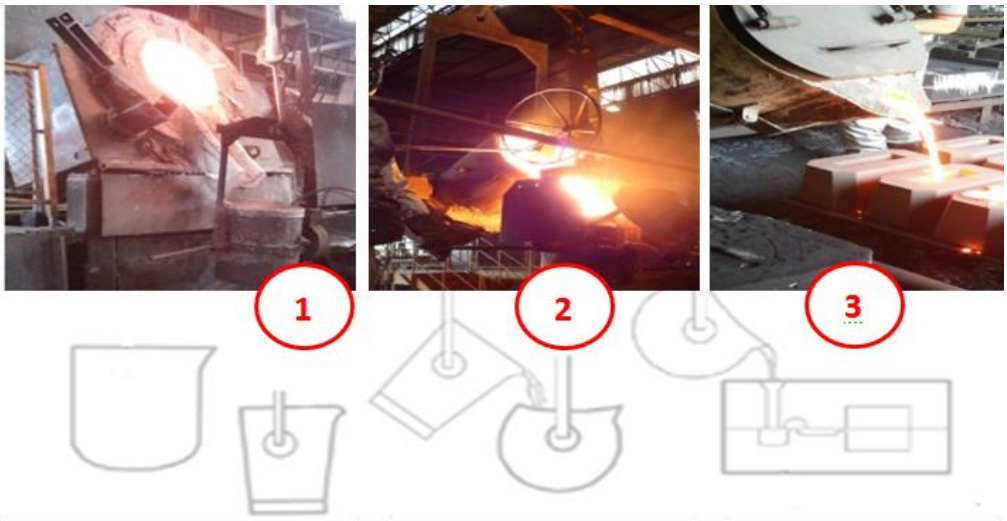
Tabela 4 – Carga metálica utilizada na fundição das amostras. Fonte: Próprio autor.

MATÉRIA PRIMA	LIGA 1.1	LIGA 2	LIGA 3	LIGA 4	LIGA 5	LIGA 6	LIGA 1.2
CANAL RETORNO FERRO FUNDIDO NODULAR	42,72%	42,66%	42,66%	42,54%	42,34%	42,23%	42,41%
SUCATA SAE 1010/1020	32,09%	32,04%	32,04%	31,96%	31,82%	31,74%	31,87%
FERRO GUSA (Si-1,0-1,5%)	21,39%	0,00%	0,00%	0,00%	0,00%	0,00%	21,24%
FERRO GUSA (Si-1,5-2,0%)	0,00%	21,36%	21,36%	21,31%	21,21%	21,16%	0,00%
GRAFITE (C-75%)	1,71%	0,91%	0,53%	0,00%	0,00%	0,00%	1,70%
CARBONETO DE SILÍCIO	0,00%	1,23%	1,60%	2,40%	2,12%	1,59%	0,00%
FERRO SILÍCIO (Si-75%)	0,29%	0,00%	0,00%	0,00%	0,72%	1,48%	0,29%
LIGA NODULAR (FeMg) N.4	1,30%	1,30%	1,30%	1,30%	1,30%	1,30%	1,30%
INOCULANTE FeSi	0,50%	0,50%	0,50%	0,50%	0,50%	0,50%	0,50%
COBRE (Cu 99%)	0,00%	0,00%	0,00%	0,00%	0,00%	0,00%	0,69%

No caso do A.S, para aumentar o teor de silício, utilizou-se ferro gusa com maior teor desse elemento, e o carboneto de silício, que além de ser uma fonte de carbono e silício também pode ser considerado um pré inoculante, aumentando a taxa de nucleação no metal líquido [68]. Isto foi feito visando o equilíbrio dos custos entre as ligas.

O procedimento de fundição completo até o vazamento está ilustrado na Figura 15.

Figura 15 – Processo de Nodularização, inoculação e vazamento. Fonte: Próprio Autor.



1	TRANSFERÊNCIA DO FORNO FUSOR PARA A PANELA DE NODULARIZAÇÃO.	2	TRANSFERÊNCIA DA PANELA DE NODULARIZAÇÃO PARA PANELA DE VAZAMENTO.	3	VAZAMENTO DO METAL PARA O INTERIOR DO MOLDE.

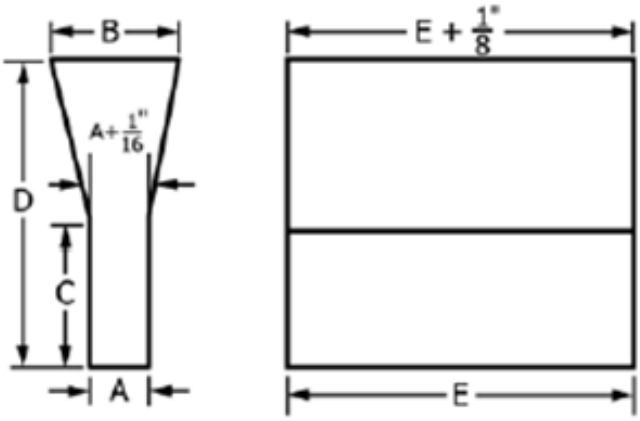
Amostras dos materiais retiradas do forno, foram resfriadas em coquilha para se obter uma microestrutura sem grafita, para realização dos ensaios de espectroscopia de emissão óptica, para análise de composição química preliminar para ajuste da composição. Posteriormente, o mesmo procedimento foi adotado com o material no vazamento para a análise final.

Com exceção das coquilhas utilizadas para análise de composição química, todos os demais corpos de prova e amostras utilizados nesse trabalho foram produzidos pelo processo de fundição em molde de areia e fundido por gravidade. Os corpos de prova bloco “Y”, para o ensaio de fluidez e de o coquilhamento foram moldados com areia ligada com resina fenólica uretânica. Já os corpos de prova para o ensaio de usinabilidade e escalonado utilizaram areia a verde.

4.3. Ensaios mecânicos e caracterização microestrutural

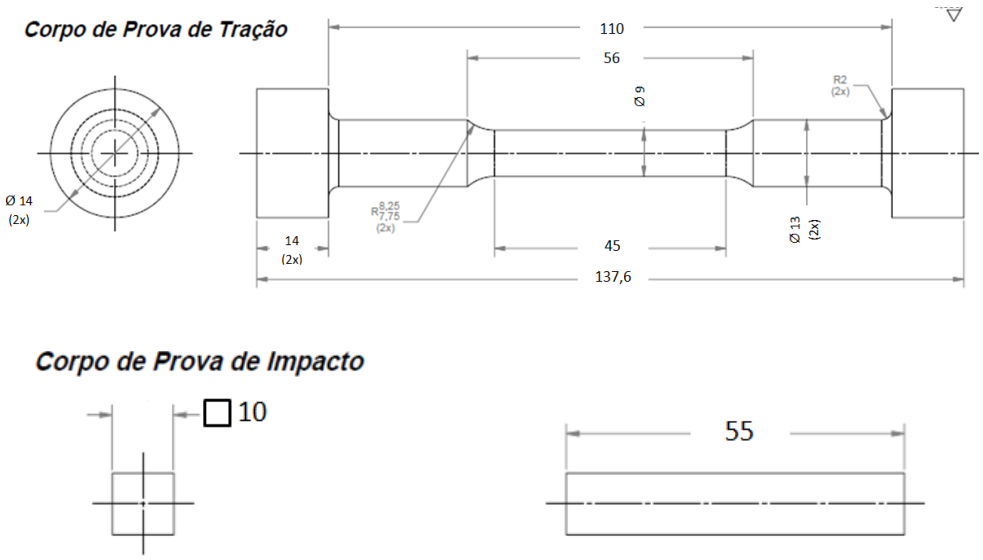
Para a obtenção dos corpos de prova, foram produzidos blocos do tipo “Y” das ligas propostas, conforme Norma ASTM A536, com a dimensão de 1”, como indicado na Figura 16. Para os ensaios de tração e de impacto, foram utilizadas as Normas ASTM E8 e ASTM E23. As dimensões dos corpos de prova são apresentadas na Figura 17.

Figura 16 – Blocos para retirada de corpos de prova para ensaios mecânicos. Fonte: adaptado [69].



BLOCO "Y" ESPESSURA 1"		
DIMENSÕES	In.	mm
A	1”	25
B	2 1/8”	54
C	3”	75
D	6”	150
E	7”	175

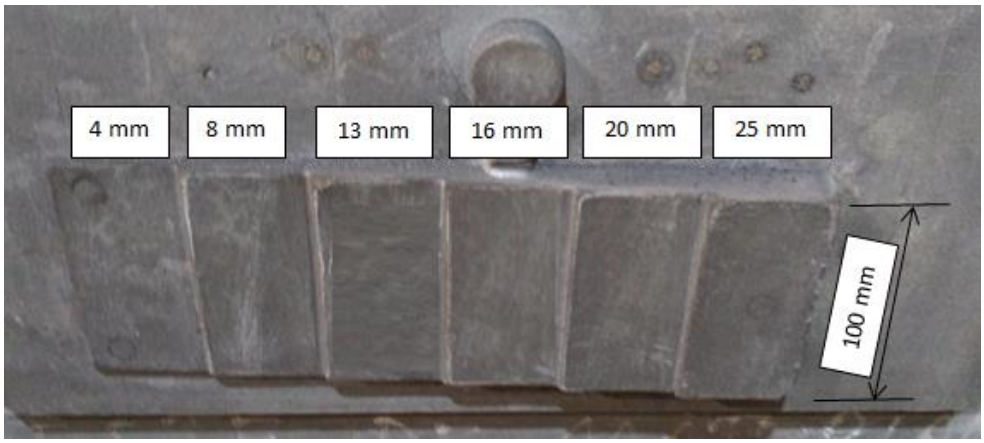
Figura 17- Corpo de prova para os ensaios de tração e impacto (ASTM E8 e E23), respectivamente. Fonte: Adaptado [70] [71].



Também foram produzidos corpos de prova com variação de secção, para análise do efeito da taxa de resfriamento sobre a microestrutura e as frações presentes das fases e microconstituintes em cada liga, além da dureza. O modelo para a obtenção do molde do corpo de prova utilizado está apresentado na Figura 19.

Para caracterização microestrutural foi utilizado o software Digimet plus para quantificação percentual das presenças das fases e morfologia da grafita. Para garantia dos resultados também foram feitas análises quantitativas manuais e comparados os resultados.

Figura 18 – Modelo utilizado para produção dos corpos de prova com variação de espessuras. Fonte: Próprio Autor

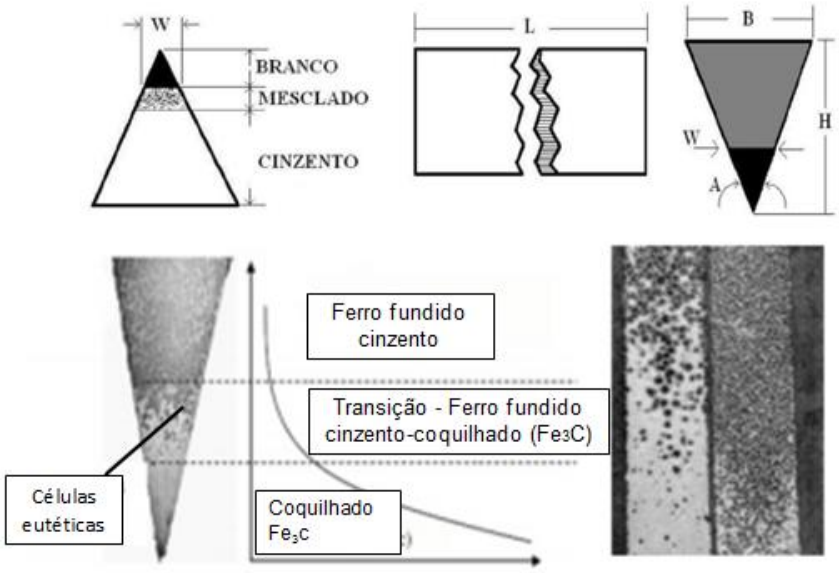


As durezas aferidas nesse estudo foram ensaiadas de acordo com a Norma ASTM E10, aplicando uma carga de 3000 Kgf e uma esfera com 10 mm de diâmetro sendo o valor representado por uma média de 3 medições.

4.4. Ensaios para caracterização de fundibilidade

Para determinar tendência de coquilhamento de cada liga, foi utilizada a Norma ABNT NBR6846, de acordo com a Figura 19. Esse método foi utilizado para verificar a tendência de coquilhamento de cada liga. O teste foi realizado com o metal obtido diretamente do forno, sem adição de Mg e sem inoculante. O resultado nesse ensaio é o valor de “W” alcançado.

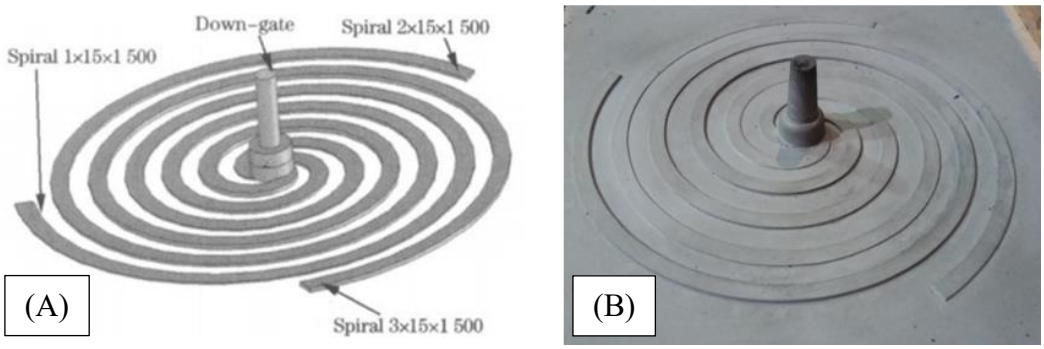
Figura 19 – Teste de Cunha (ABNT NBR6846). Fonte: Adaptado [72].



Uma das características dos ferros fundidos nodulares é a boa fundibilidade devido a sua fluidez, o que permite obter peças com paredes finas. A fluidez, que é uma característica essencial para obtenção de peças isenta de defeitos, foi avaliada usando-se corpos de prova em forma de espiral com variações de espessura nas espiras (1, 2 e 3 mm). A configuração do corpo de prova e modelo utilizado estão indicados na Figura 20.

Figura 20 – Esquema do corpo de prova e aspecto do modelo para ensaio de fluidez. Fonte: Adaptado [73].

(A) Esquema e dimensões do corpo de prova
(B) Aspecto do modelo utilizado para fundição



4.5. Ensaios de usinabilidade

Com a intenção de avaliar a usinabilidade das ligas em estudo, foram realizados ensaios para avaliar essa característica.

Os corpos de prova para os ensaios de usinabilidade foram produzidos com geometria de barras cilíndricas com diâmetros 30, 40, 50 e 60 mm e foram usinados até um diâmetro mínimo variável para cada velocidade de corte, definidos pela Equação 1:

$$Ø = (\pi.\mathrm{rpm})/(\mathrm{Vc}.1000) \qquad \text{Eq. 2}$$

A definição do diâmetro mínimo esta relacionada à velocidade de corte constante, para que não ultrapassasse o limite de 3900 RPM disponível na máquina. Os diâmetros calculados estão apresentados na tabela 5.

Tabela 5 – Diâmetros mínimos calculados em função da velocidade de corte.

Fonte: Próprio Autor.

Ø Mínimo (mm)	Vc (m/min.)
14	155
17	205
19	230
21	255
23	280

Todos os corpos de provas passaram por um processo de pré usinagem para remoção da camada gerada na interface metal/molde devido à possibilidade de existência de inclusões não metálicas e outros defeitos oriundos do processo de fundição por gravidade em areia, com o objetivo de que os mesmos não interfiram no ensaio e nos resultados obtidos, além da produção de um rebaixo que foi utilizado como região de fixação na placa. Essa remoção de material foi de 3 mm no diâmetro para todos os corpos de prova.

A máquina utilizada para execução do ensaio foi um Torno Cnc Romi modelo Galaxy 20. A imagem da máquina e as características técnicas estão apresentadas na Figura 21.

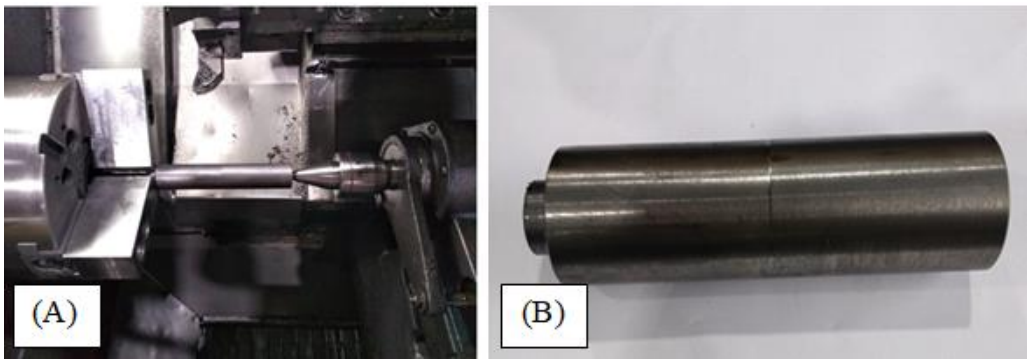
Figura 21 – Máquina utilizada nos ensaios e suas informações técnicas. Fonte: Próprio Autor.

(A) Máquina utilizada
(B) Especificações técnicas do fabricante da máquina

Os corpos de prova foram fixados em placas de 3 castanhas no rebaixo produzido anteriormente, e na outra extremidade foi utilizado um contra ponto como apoio. A usinagem foi realizada até os diâmetros estabelecidos anteriormente (Tabela 5) para todas as ligas sem a utilização de fluido de corte. Na Figura 22 está apresentado o corpo de prova pré-usinado e o sistema de fixação utilizado.

Figura 22 – Sistema de fixação utilizado e corpo de prova. Fonte: Próprio Autor

(A) Sistema de fixação
(B) Corpo de prova pré usinado.



Esse ensaio consistiu em medir os desgastes de flancos máximos (Vb Máx.) produzidos nas pastilhas provenientes do contato da mesma com a peça. Essas medições foram realizadas nos flancos das ferramentas, após os desgastes decorrentes de diferentes tempos de usinagem e velocidades de corte, que constam na Tabela 6.

Tabela 6: Relação do tempo usinado para cada velocidade de corte:
Fonte: Próprio Autor.

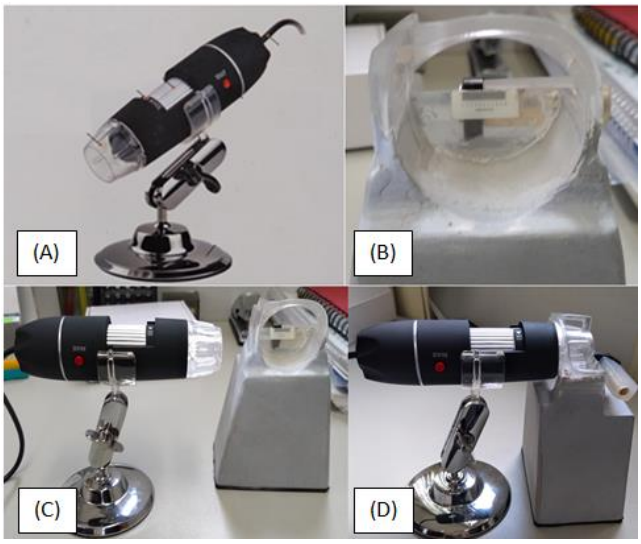
Vc. (m/min)	**155**	**205**	**230**	**255**	**280**
Tempo em usinagem (minutos)	4	4	4	4	2
	8	8	8	8	4
	15	15	12	12	6
	25	25	18	18	10
	35	35	24	24	14
	45	45	30	30	18

A medição do desgaste foi realizada com uma câmera digital microscópica acoplada a uma escala centesimal conforme Figura 23.

Com esses dados foram construídos os gráficos auxiliares de desgaste (mm) em função do tempo efetivo de corte (m/min), e posteriormente foi construída a curva de Taylor de vida (min) sobre a velocidade de corte (m/min). Foi considerado para geração das curvas, o parâmetro desgaste de flanco máximo promovido de 0,02 mm, como vida da ferramenta.

Figura 23 – Procedimento de medição do desgaste na pastilha. Fonte: Próprio Autor.

(A) Câmera microscópica
(B) Pastilha no dispositivo acoplada na escala
(C) Câmera microscópica e dispositivo de fixação da pastilha
(D) Realização da medição



A pastilha utilizada no processo foi do tipo "K" fabricada no processo de metalurgia do pó e revestida com CVD (Al2O3) da empresa “Mitsubishi”, sendo apresentada na Figura 24 a pastilha e as informações técnicas. Os limites das velocidades de corte utilizados respeitaram a faixa de recomendação do fabricante, de 155 a 280 m/min.

Figura 24 – Pastilha utilizada no ensaio. Fonte: Próprio Autor

(A) Pastilha utilizada
(B) Embalagem com as especificações técnicas

Os demais parâmetros de processo empregados foram aplicados igualmente em todas as amostras, forma avanço de 0,2 mm e profundidade de corte de 1,2 mm.

4.6. Austêmpera em ferros fundidos nodulares

Os tratamentos térmicos de austêmpera nos corpos de prova para os ensaios mecânicos foram realizado na célula de tratamento térmico nas dependências da empresa Baldan. Os mesmos foram fixados com um distanciamento entre si para que em todos fosse aplicada taxa de resfriamento semelhante. Esse dispositivo é suspenso pela ponte rolante para realização da movimentação das amostras entre os banhos.

Inicialmente as amostras foram pré-aquecidas a 400^0C por 20 minutos e em seguida transferidos para o forno de austenitização, onde permaneceu por duas horas na temperatura de 880ºC, com posterior resfriamento isotérmico em forno de austêmpera, equipado com sistema de agitação, por mais duas horas a uma temperatura de 330ºC. Posteriormente, as peças passaram por um processo de lavagem em dois tanques com água equipados com sistema de circulação. A Figura 25 ilustra a disposição e a sequência de processo.

Figura 25 – Disposição e sequência de processo da célula de tratamento térmico. Fonte: Próprio Autor.

Nos tratamentos térmicos de austêmpera foram utilizados os sais da empresa TECFAR. Para o banho de austenitização, foi utilizado o sal TEC 660

(Mistura de cloretos de metais alcalinos) e para a austêmpera foi utilizado o sal TEC-140 (mistura de nitratos e nitritos de metais alcalinos).

As temperaturas dos banhos foram controladas por meio de pirômetros inseridos nos banhos devidamente calibrados e acompanhadas em displays dispostos em painéis conforme indicado na Figura 26.

Figura 26 – Display indicador da temperatura do banho de sal fundido da austêmpera. Fonte: Próprio Autor.

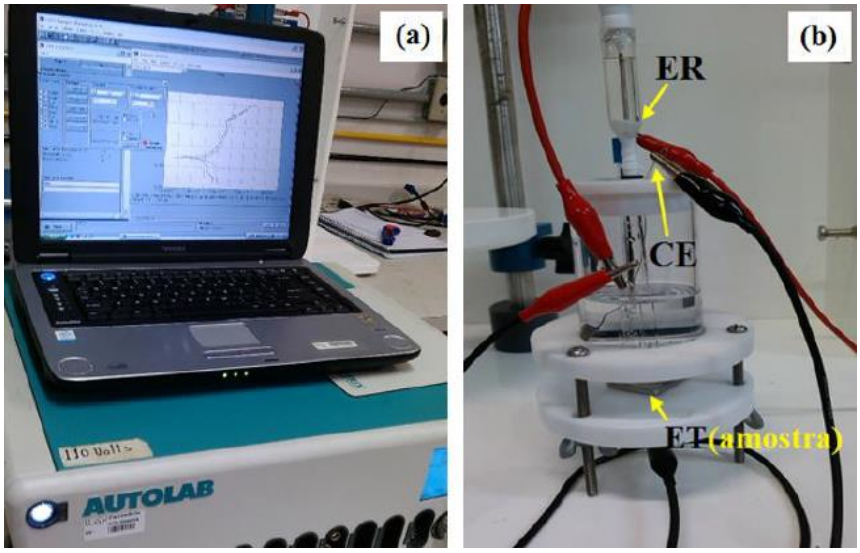
4.7. Ensaios de corrosão

Os Para a realização das medições eletroquímicas, as amostras foram lixadas (lixas de mesh 80 a 1200) e polidas (alumina 1 um) e o ensaio para cada amostra foi realizado em triplicata, para aumento da confiabilidade do processo.

O ensaio de polarização potenciodinâmica foi realizado utilizando um potenciostato AUTOLAB – PGSTAT 302 integrado a uma célula eletroquímica de três eletrodos, consistindo de um eletrodo de referência de Calomelano Saturado (ECS), um contra eletrodo, ou auxiliar de platina (placa de Platina de 2,5 x 2,5 cm^2) e as amostras que funcionam como eletrodo de trabalho. Na Figura 27 é apresentado um esquema similar do sistema, sendo o eletrodo de referência (ER) de Ag/AgCl saturado, o contra eletrodo (CE) de Platina e o eletrodo de trabalho (ET).

Os ensaios foram realizados em meio aquoso composto de solução de NaCl 3,5%, PH= 6,4, aplicando-se uma velocidade de varredura de 1 mVs^{-1}, utilizando 1 cm^2 do eletrodo de trabalho.

Figura 27 – Equipamentos que compõem o sistema do ensaio de polarização potenciodinâmica. a) potenciostato e computador, (b) célula eletroquímica de três eletrodos. Fonte: Adaptado [74].



Por meio das curvas de polarização, usando-se a extrapolação da curva de Tafel, foram obtidos os valores de potencial de corrosão (Ecorr), corrente

de corrosão (Icorr) e o potencial de pite (E_{pit}) por leitura diretamente na curva. Para a realização dos cálculos da taxa de corrosão, conforme a Norma ASTM 6102-89, os parâmetros utilizados foram massa equivalente 27,92 g (Ew) e densidade de 7,82 g/cm^3 (ρ).

A taxa de corrosão (TC) é obtida a partir da icorr (μA/cm^2) por meio da Equação 3.

$$TC = 3{,}27x\,10^{-3}\,(icorr/\rho).Ew \qquad \text{Eq. 3}$$

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Composições químicas

Neste As composições químicas das amostras fundidas estão apresentadas na Tabela 7.

Tabela 7 – Composições químicas das ligas. Fonte: Próprio Autor

ESPECIFICAÇÃO DOS ELEMENTOS QUÍMICOS (% em peso)									
LIGA	**C**	**Si**	**Mn**	**P**	**S**	**Cr**	**Cu**	**Mg**	**CE**
1.1	3,50	2,80	0,48	0,035	0,006	0,05	0,04	0,0282	4,44
1.2	3,42	2,84	0,45	0,052	0,006	0,02	0,71	0,0274	4,39
2	3,32	3,29	0,28	0,056	0,008	0,04	0,09	0,0380	4,43
3	3,14	3,58	0,50	0,038	0,009	0,08	0,04	0,0350	4,34
4	2,93	3,94	0,47	0,051	0,008	0,04	0,03	0,0281	4,26
5	3,00	4,39	0,43	0,058	0,009	0,03	0,03	0,0338	4,48
6	2,82	4,77	0,50	0,047	0,007	0,08	0,08	0,0282	4,42

As composições das ligas situaram-se dentro das faixas estipuladas (Tabela 3).

5.2. Resultados da caracterização microestrutural e ensaios mecânicos

São apresentadas, nas Figuras de 28 a 34, as micrografias dos corpos de prova utilizados nos ensaios de tração, produzidas a partir do bloco “Y” fundido. Amostras foram atacadas com Nital a 3%.

Figura 28 - Metalografia do corpo de prova de ferro fundido nodular convencional com 2,8% Si (Liga 1.1). Matriz ferrítica/perlítica. Fonte: Próprio Autor.

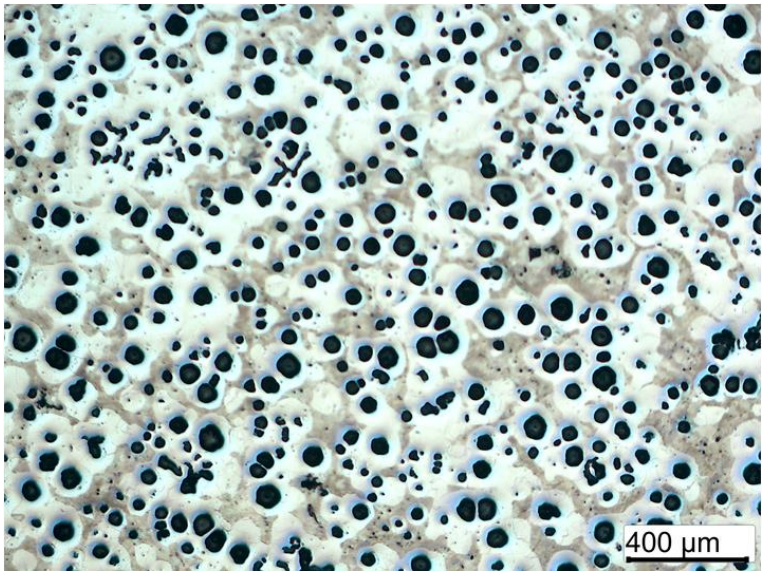


Figura 29 - Metalografia do corpo de prova de ferro fundido nodular com incremento no teor de silício, resultante em 3,29% Si (Liga 2). Matriz ferrítica com redução no percentual de perlita. Fonte: Próprio Autor.

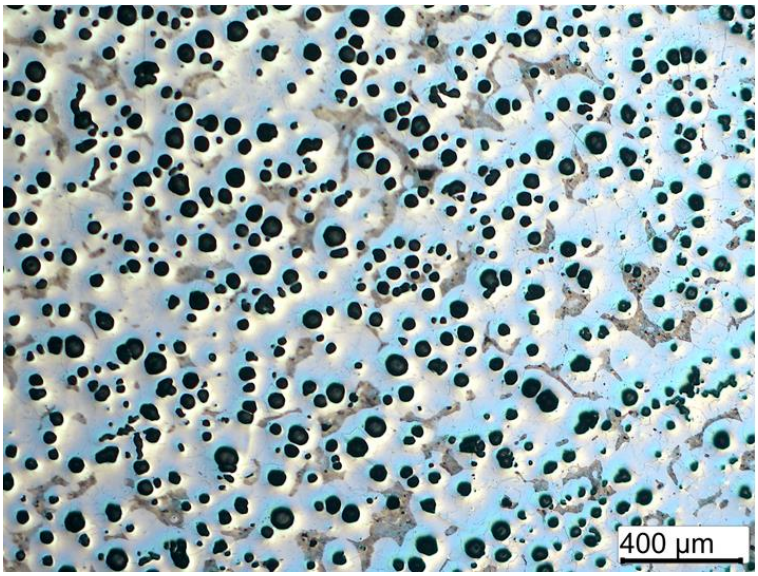


Figura 30 - Metalografia do corpo de prova de ferro fundido nodular com incremento no teor de silício, resultante em 3,58% Si (Liga 3). Matriz predominantemente ferrítica com pequenas áreas de perlita. Fonte: Próprio Autor.

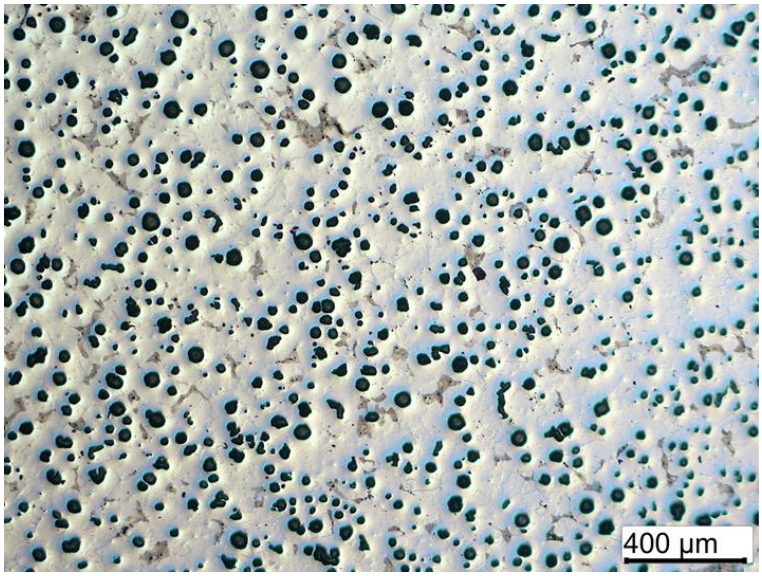


Figura 31 - Metalografia do corpo de prova de ferro fundido nodular com incremento no teor de silício, resultante em 3,94% (Liga 4). Matriz predominantemente ferrítica com pequenas áreas de perlita. Fonte: Próprio Autor.

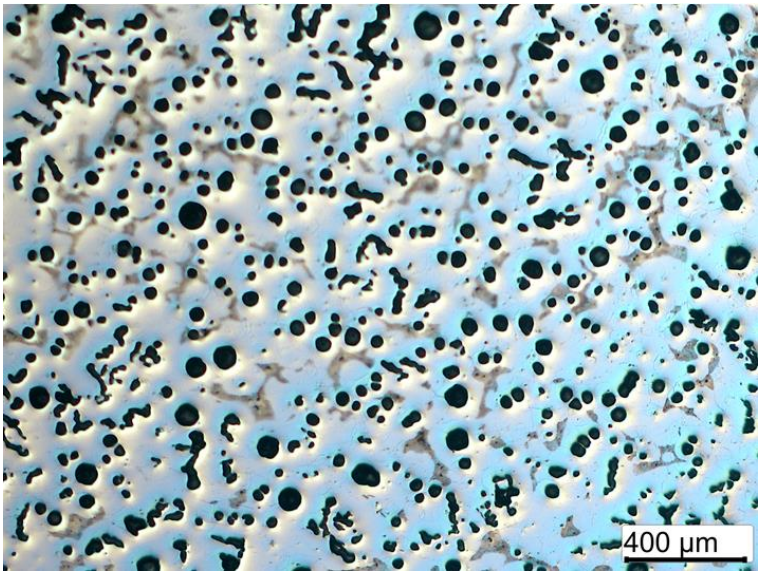


Figura 32 - Metalografia do corpo de prova de ferro fundido nodular com incremento no teor de silício, resultante em 4,39% (Liga 5). Matriz ferrítica com áreas de perlita. Fonte: Próprio Autor.

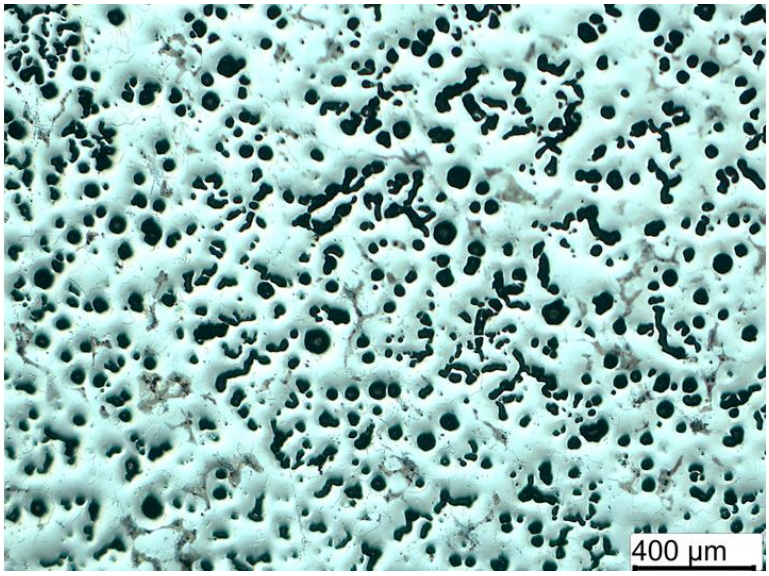


Figura 33- Metalografia do corpo de prova de ferro fundido nodular com incremento no teor de silício para 4,77% (Liga 6). Matriz ferrítica com áreas de perlita. Fonte: Próprio Autor.

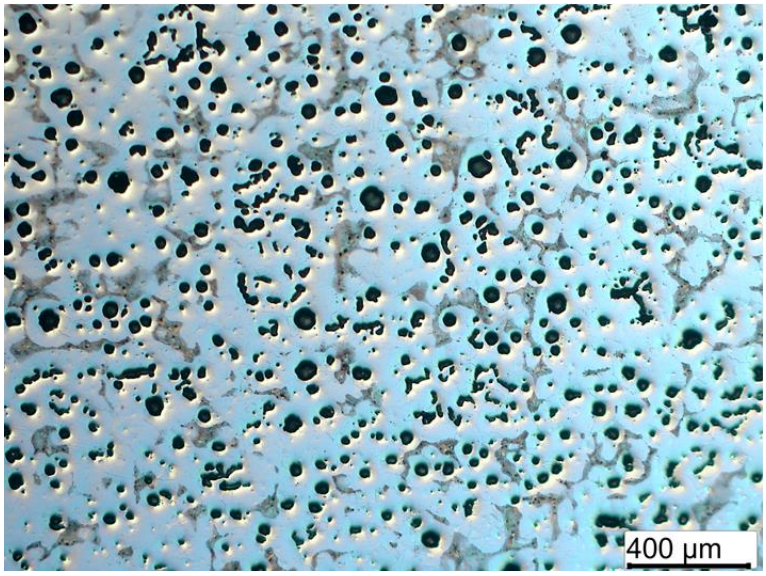
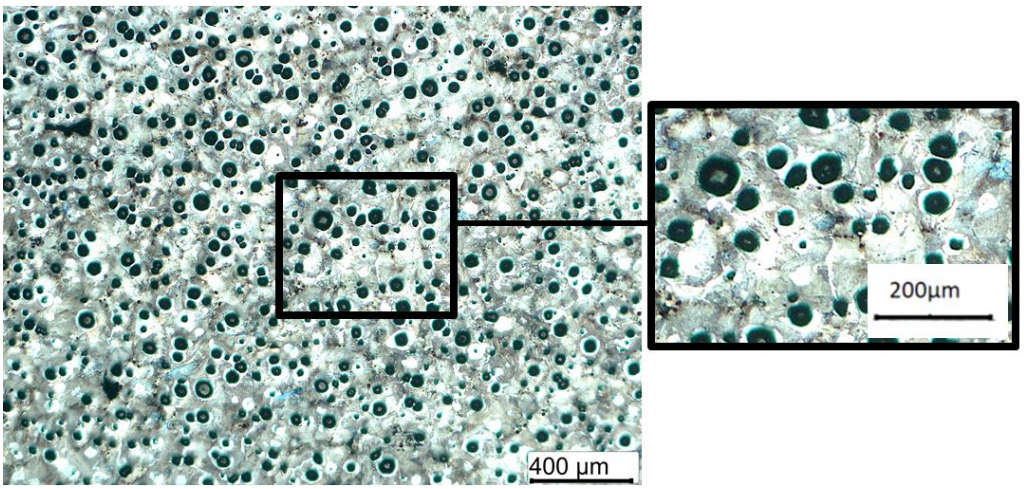


Figura 34 - Metalografia do corpo de prova de ferro fundido nodular perlítico (Liga 1.2). Matriz perlítica com aréas de ferrita em torno dos nodulos de grafita (olho de boi). Fonte: Próprio Autor.



As ligas com teores crescentes de silício apresentaram uma fração crescente de ferrita, comprovando o efeito ferritizante desse elemento até o percentual de 3,6% (Ligas 1.1 a 3). Isto está de acordo com [20]. Acima desse valor (Liga 4 a 6) verificou-se um leve aumento do teor de perlita, sendo que a literatura indica que acima 3,6%, o silício torna-se inefetivo quanto à ferritização [10].

Na Tabela 8 são apresentados os resultados das análises por software Digimet Plus dos nódulos e dos microconstituintes das amostras. Foram analisadas 3 áreas para cada material.

Tabela 8 – Caracterização dos corpos de prova utilizados no ensaio de tração. Fonte: Próprio Autor.

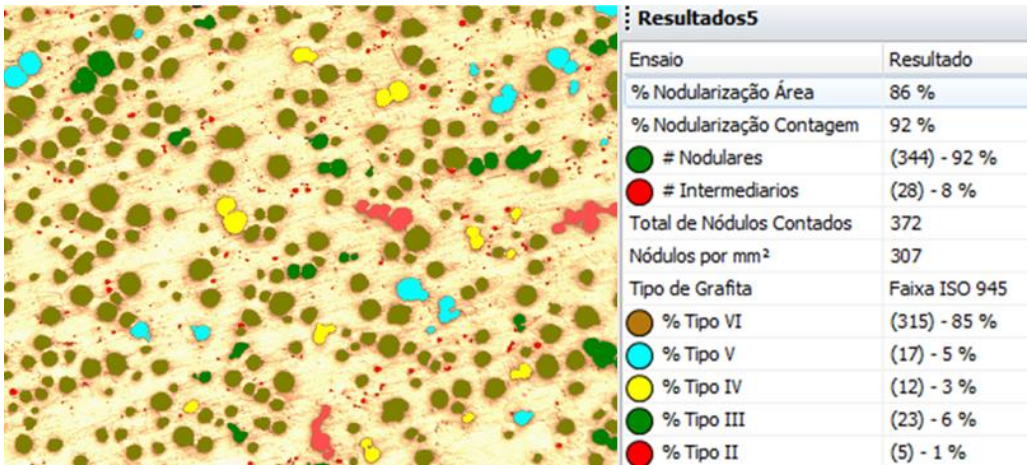
DESCRIÇÃO	Nodularização (%)	Nódulos (p/ mm^2)	Fração de Ferrita (%)	Fração de Perlita (%)	Fração de Nódulos (%)
L1.1- (Si 2,80)	84,33 ±(1,5)	266 ±(4,9)	59,67 ±(3,1)	24,67 ±(1,15)	15,67 ±(4,16)
L2 - (Si 3,29)	85,00 ±(2,6)	297 ±(7,1)	66,33 ±(0,58)	15,67 ±(2,31)	18,00 ±(1,73)
L3 - (Si 3,58)	86,33 ±(2,1)	354 ±(9,0)	70,33 ±(3,06)	9,33 ±(0,58)	20,33 ±(2,52)
L4 - (Si 3,94)	74,00 ±(2,0)	238 ±(6,2)	61,33 ±(1,53)	17,00 ±(1,00)	21,67 ±(1,53)
L5 - (Si 4,39)	54,00 ±(2,0)	222 ±(6,2)	69,33 ±(1,15)	17,33 ±(1,53)	13,33 ±(2,52)
L6 - (Si 4,77)	65,33 ±(4,5)	252 ±(10,0)	62,00 ±(2,65)	16,00 ±(1,00)	22,00 ±(2,65)
L1.2(Perlítico)	90,33 ±(3,5)	355 ±(11,0)	14,00 ±(1,73)	60,33 ±(1,15)	25,67 ±(0,58)

Na Figura 35 é apresentada, para ilustração, a imagem processada via software Digimat plus, para o caso da Liga 1.1. As fases e microconstituintes do ferro fundido nodular estão representadas, nesse caso, a ferrita pela cor verde, a perlita, pela cor vermelha e os nódulos de grafita pela cor amarela.

Figura 35 – Imagem processada e resultado via software da análise de contagem de fase do corpo de prova de tração Liga 1.1. Fonte: Próprio Autor.

Para a classificação da morfologia da grafita também foi utilizado o mesmo software apresentado o resultado na figura 36.

Figura 36 - Imagem processada e resultado da nodularidade. Fonte: Próprio Autor.



São apresentados a seguir os gráficos obtidos nos ensaios de dureza, tração e de impacto, além do desvio padrão encontrado para cada caso. Para todos os ensaios, os valores correspondem à média de três corpos de prova, ambos realizados em temperatura ambiente. Do ensaio de tração foram obtidos os resultados de limite de escoamento, limite de resistência à tração, alongamento e módulo de elasticidade. Os resultados desses ensaios estão ilustrados nas Figuras 37 e 38.

Figura 37 – Gráficos com os resultados do ensaio de tração. Limite de escoamento, limite de resistência e alongamento. Fonte: Próprio Autor.

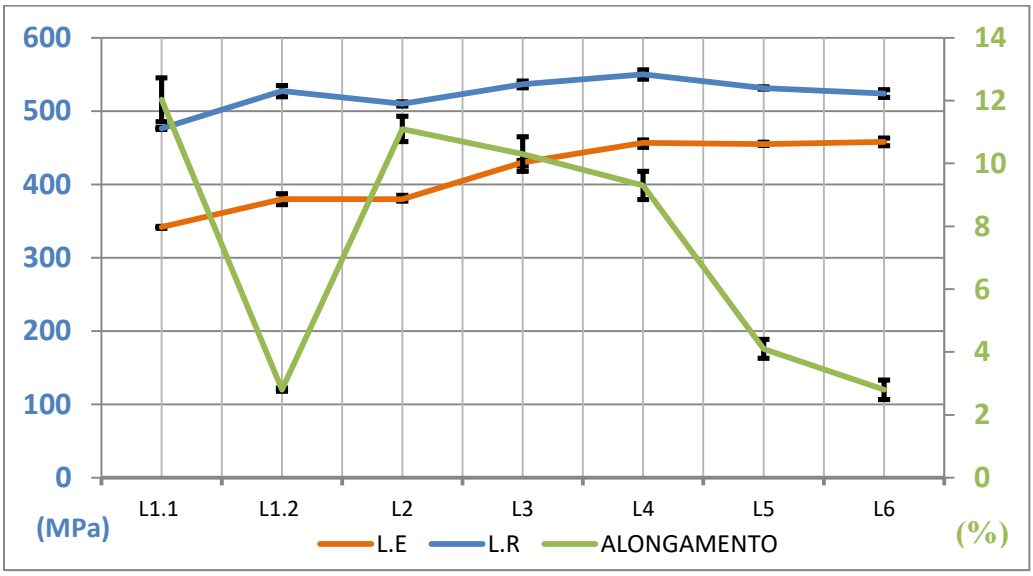
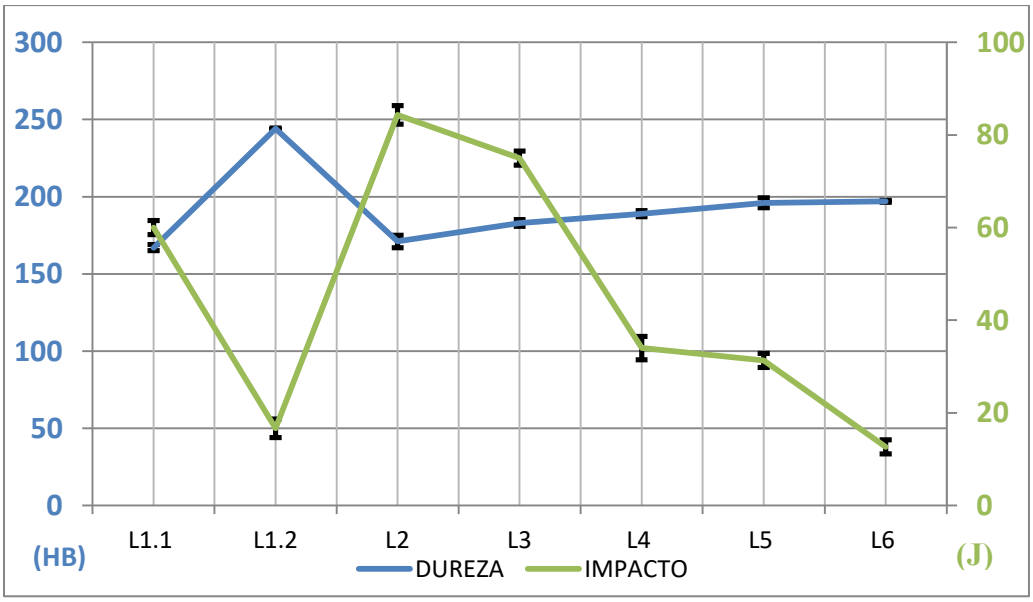


Figura 38 – Gráficos com os resultados dos ensaios de impacto e dureza. Fonte: Próprio Autor.



A forma da grafita desempenha um fator importante nas propriedades mecânicas e físicas dos ferros fundidos de acordo com o estudo [75].

O efeito degenerativo da grafita ocorreu nas ligas com teores de Si superiores a 3,58%. Foi mais evidente na liga 5, porém as ligas 4 e 6 também apresentaram variações nas formas da grafita. A perda de forma grafita ocorrida pode estar associada às diminuições de propriedades mecânicas, alongamento e impacto, também relatado por [18], que observou prejuízos nessas propriedades mediante a propagação das trincas que se penetrava em torno dos nódulos de grafita vermiculares mediante fratura frágil por clivagem, além do enfraquecimento das ligações devido às segregações de silício nessa região.

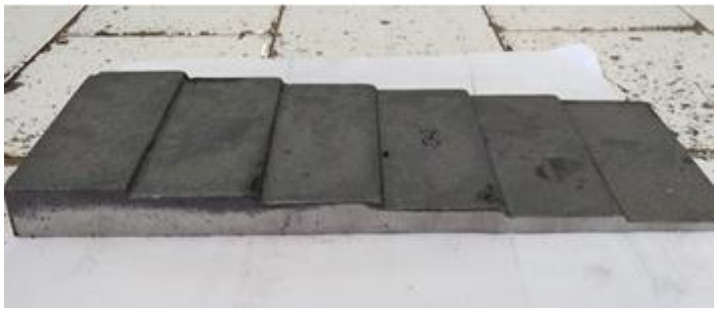
Nas matrizes ferríticas ocorrem uma deformação plástica considerável antes da fratura com boa absorção de energia quando comparado a matrizes perlíticas, que pode estar associado aos aumentos de dessas propriedades até a liga 3 (3,58% Si), onde o efeito ferritizante foi efetivo. Acima desse teor os corpos de prova apresentaram aumento nas frações de perlita e diminuição das propriedades mecânicas de alongamento e impacto.

Nos estudos [76] [22] esse mesmo efeito foi relatado a partir de teores 4,22% de Si, associado à fragilização a diminuição da ductilidade da ferrita.

Obtidos os resultados dos comportamentos mecânicos das ligas com alto teores de silício, numa segunda etapa do trabalho foram realizados ensaios metalográficos (homogeneidade da matriz em função da variação de espessura), ensaios para avaliação da fundibilidade das ligas (coquilhamento e fluidez), ensaios de corrosão, usinabilidade, tratamento térmico com algumas ligas selecionadas, sendo essas, as ligas de referência (liga 1.1 e liga 1.2) e as ligas 2 e 3, que apresentaram os melhores desempenhos mecânicos.

Na sequência são apresentados os resultados de metalografia para o corpo de prova com variações de secções e taxas de resfriamento, condições comumente encontradas em peças fundidas, analisada com o corpo de prova fundido apresentado na Figura 39.

Figura 39 – Corpo de prova do ensaio de variação de espessura da Liga 2. Fonte: Próprio Autor.



As metalografias dos corpos de prova para cada espessura de cada liga estão apresentadas nas Figuras de 40 a 45. As espessuras das amostras são 4, 8, 13, 16, 20 e 25 mm para as ligas L1.1, L2 e L3 respectivamente. Amostras atacadas quimicamente com Nital a 3%.

Figura 40 – Corpos de prova com 4 mm de espessura (L1.1 / L1.2 / L3). Fonte: Próprio Autor.

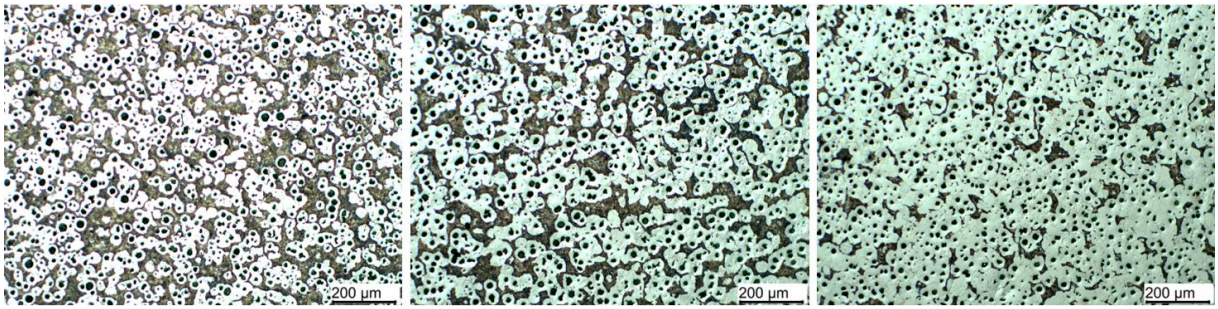


Figura 41 – Corpos de prova com 8 mm de espessura (L1.1 / L1.2 / L3). Fonte: Próprio Autor.

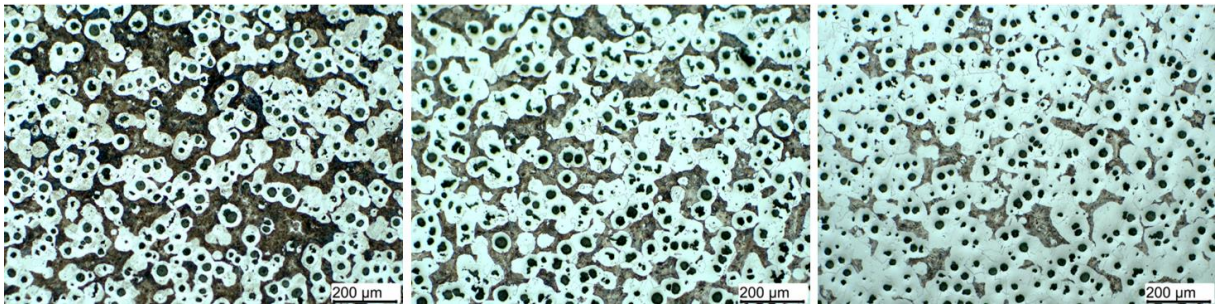


Figura 42 – Corpos de prova com 13 mm de espessura (L1.1/L1.2 /L3). Fonte: Próprio Autor.

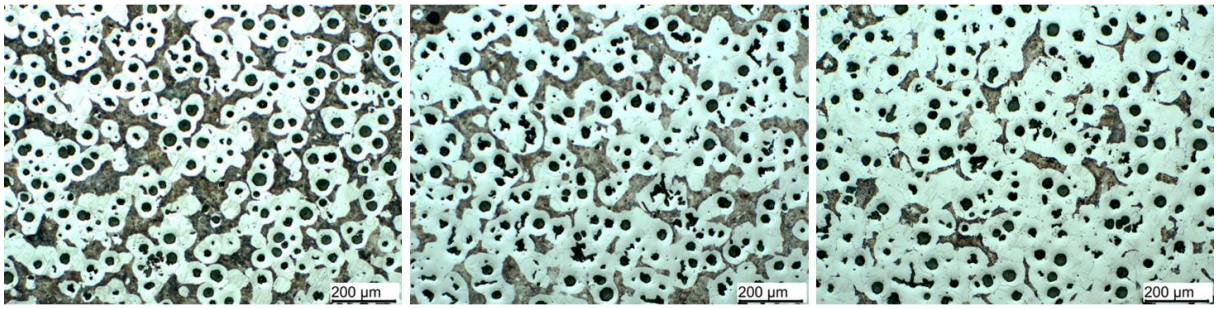


Figura 43 – Corpos de prova com 16 mm de espessura (L1.1/L1.2 /L3). Fonte: Próprio Autor.

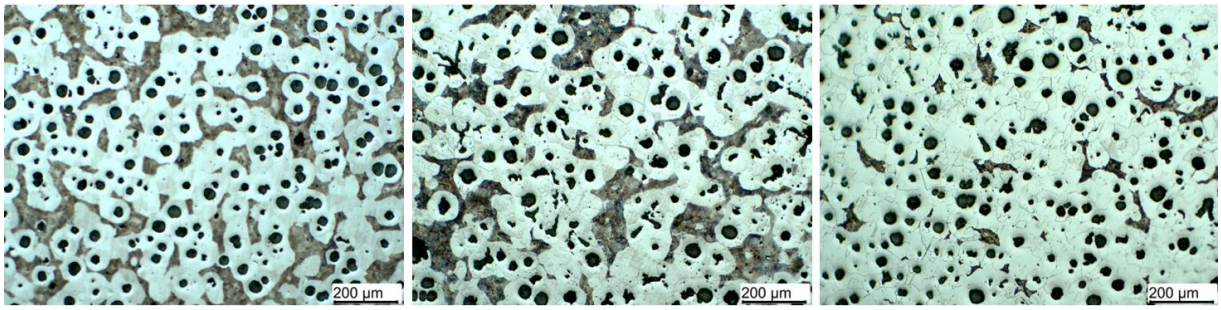


Figura 44 – Corpos de prova com 20 mm de espessura (L1.1/L1.2 /L3). Fonte: Próprio Autor.

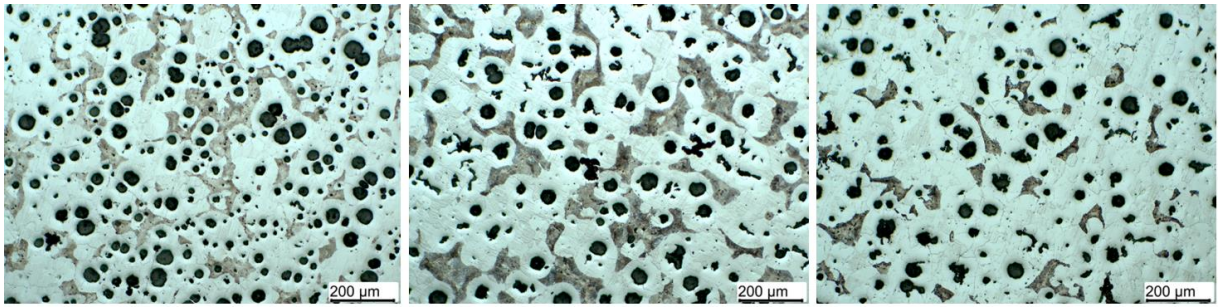
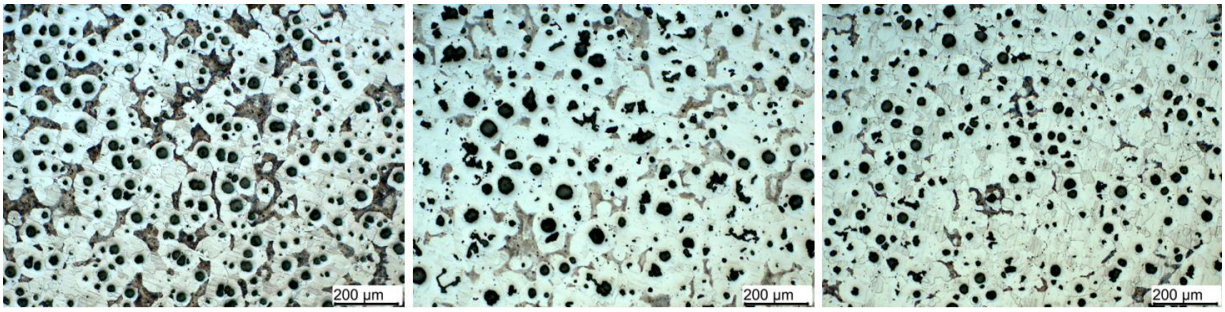


Figura 45 – Corpos de prova com 25 mm de espessura (L1.1/L1.2 /L3). Fonte: Próprio Autor.



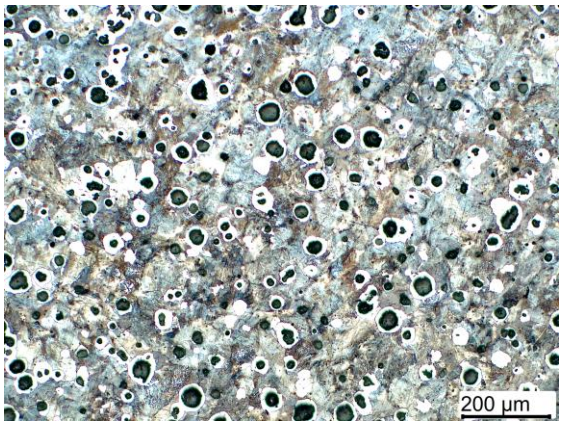
Avalia-se uma predominância da fase ferrita mediante ao incremento do silício, permitindo a microestrutura ser menos impactada em função da espessura, também apresentada por [19].

Taxas de resfriamento mais baixas ocorridas em espessuras maiores fornecem tempos maiores para que os átomos de carbono se difundam para a grafita, consequentemente formando áreas maiores de ferrita. Ao se aumentar os percentuais de silício também aumenta o intervalo entre temperaturas eutéticas estáveis e metaestáveis e promove maiores quantidades de grafitas formadas e frações de ferrita, que são mais estáveis e menos suscetíveis aos efeitos da taxa de resfriamento, principalmente nos corpos de prova com espessuras menores.

As variações da grafita também são influenciadas em função da velocidade da extração de calor, principalmente, forma, tamanho e distribuição.

Nas amostras perlíticas analisadas ocorreu a predominância da perlita com frações da mesma na faixa de 88 a 95%, com pequenas áreas de ferrita em torno dos nódulos e nodularidade entre 83 e 95% entre todas as espessuras. A imagem da metalografia da espessura de 25 mm esta representada na Figura 46.

Figura 46 – Corpo de prova com 25 mm de espessura (L1.2). Ataque Nital 3%. Fonte: Próprio Autor.



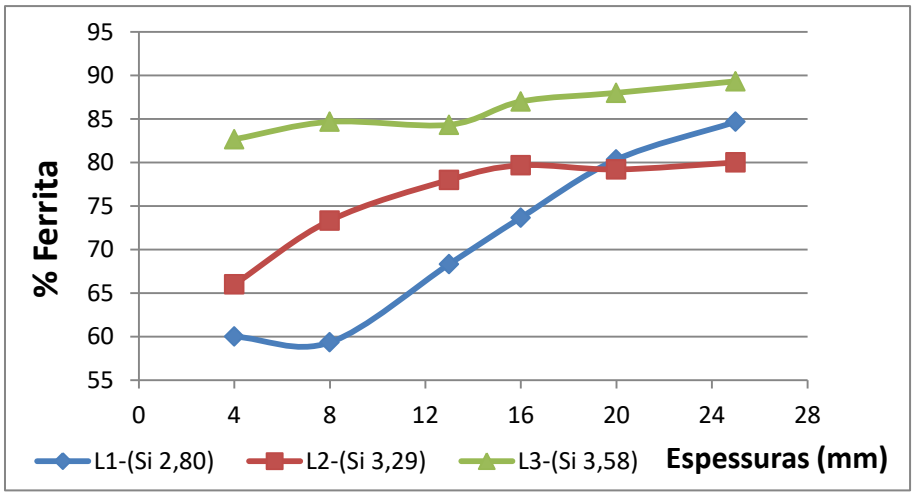
Os resultados para a nodularização, quantidades de nódulos por mm^2 e as frações das fases estão representados na tabela 9. Dados também obtidos com o software Digimat Plus provenientes de amostras subtraídas da parte central do corpo de prova da Figura 40. As análises foram realizadas somente nas ligas com matriz ferrítica (L1.1, L2 e L3), sendo 03 medições por amostra.

Tabela 9 – Resultados da análise via software. Fonte: Próprio Autor

LIGA	Esp. (mm)	Nodularização (%)	Nódulos (p/ mm^2)	Fração de Ferrita (%)	Fração de Perlita (%)	Fração de nódulos (%)
L1.1 Si 2,80	4	90,33 ±(1,53)	441 ±(10)	60,00 ±(1,00)	32,00 ±(1,00)	8,00 ±(1,00)
	8	95,33 ±(1,15)	260 ±(4)	59,33 ±(0,58)	27,33 ±(2,31)	13,33 ±(2,89)
	13	90,67 ±(1,53)	173 ±(7)	68,33 ±(2,08)	21,00 ±(1,00)	10,67 ±(3,06)
	16	89,33 ±(2,08)	152 ±(8)	73,67 ±(1,98)	15,00 ±(3,00)	11,33 ±(2,08)
	20	82,67 ±(2,89)	162 ±(11)	80,33 ±(3,51)	7,33 ±(1,53)	12,33 ±(2,10)
	25	80,33 ±(1,73)	146 ±(2)	84,67 ±(3,06)	7,00 ±(2,00)	8,33 ±(1,15)
L.2 - Si 3,29	4	81,67 ±(3,06)	310 ±(10)	66,00 ±(1,00)	25,00 ±(3,61)	9,00 ±(3,46)
	8	81,33 ±(2,08)	195 ±(9)	73,33 ±(4,04)	17,67 ±(4,04)	9,00 ±(0,15)
	13	80,70 ±(3,06)	156 ±(4)	78,00 ±(3,61)	14,00 ±(2,00)	8,00 ±(2,65)
	16	89,33 ±(2,52)	165 ±(6)	79,67 ±(3,21)	10,33 ±(2,52)	10,00 ±(1,73)
	20	83,33 ±(1,53)	132 ±(7)	79,20 ±(2,52)	13,67 ±(1,53)	7,13 ±(1,00)
	25	85,00 ±(1,73)	90 ±(6)	80,00 ±(1,00)	12,67 ±(2,52)	7,33 ±(1,53)
L3 - Si 3,58	4	92,33 ±(2,52)	418 ±(13)	82,67 ±(2,52)	12,33 ±(1,15)	5,67 ±(2,08)
	8	91,40 ±(3,06)	252 ±(12)	84,67 ±(0,58)	8,33 ±(0,58)	7,67 ±(0,58)
	13	85,00 ±(2,00)	138 ±(7)	84,33 ±(2,08)	7,33 ±(1,53)	8,67 ±(2,52)
	16	85,67 ±(1,53)	125 ±(5)	87,00 ±(2,00)	3,00 ±(1,00)	10,33 ±(0,58)
	20	87,00 ±(2,65)	109 ±(6)	88,00 ±(1,00)	3,33 ±(0,58)	9,00 ±(1,00)
	25	90,00 ±(2,00)	174 ±(11)	89,33 ±(2,12)	2,00 ±(1,00)	8,67 ±(1,15)

Foi possível comprovar o efeito já ocorrido nos corpos de prova de tração, que mediante ao aumento no teor de silício é possível garantir uma fração maior de ferrita. Também ficou evidente que a influência da taxa de resfriamento (variação de espessura) é minimizada nessas ligas, obtendo-se o melhor resultado com liga 3. Esse efeito comprova as teses estudadas que as ligas com incremento no teor de silício garantem uma matriz mais homogênea. O gráfico da Figura 47 indica o percentual de ferrita em função da liga e das espessuras dos corpos de prova fundidos.

Figura 47 – Gráfico com a fração da fase ferrita presente em cada liga e espessura. Fonte: Próprio Autor.



Também foram avaliadas as durezas dos corpos de prova na escala Brinell para os mesmos corpos de prova. Os resultados de 3 medições estão indicados na tabela 10.

Tabela 10 – Resultados do ensaio de dureza. Fonte: Próprio Autor

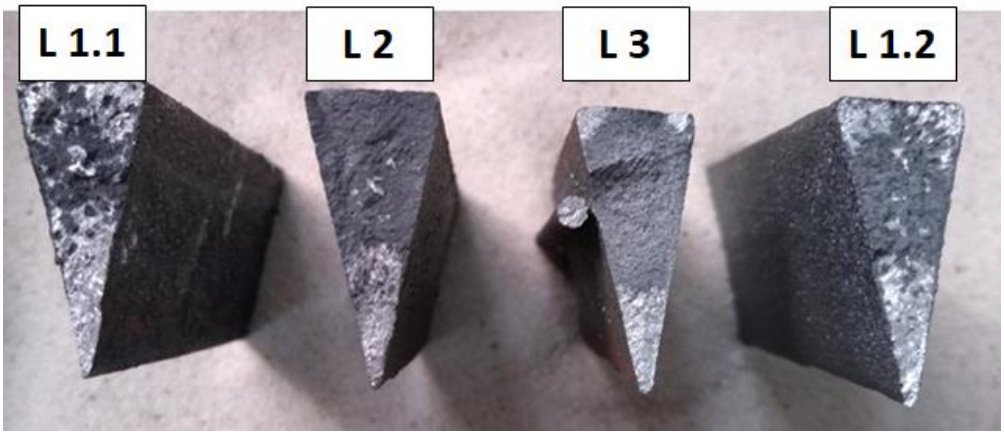
Espessura	Dureza (HB)			
(mm)	L1.1 (Si 2,80)	L2 (Si 3,29)	L3 (Si 3,59)	L1.2 Perlítica
4	225 ±(2)	225 ±(2)	221 ±(1)	275 ±(1)
8	223 ±(3)	217 ±(2)	217 ±(2)	266 ±(2)
13	203 ±(3)	212 ±(1)	211 ±(2)	253 ±(3)
16	191 ±(2)	201 ±(2)	211 ±(1)	237 ±(3)
20	197 ±(2)	198 ±(2)	209 ±(1)	237 ±(2)
25	192 ±(3)	192 ±(1)	208 ±(1)	235 ±(2)

A variação do teor de silício e a espessura do corpo de prova tiveram pequena influência nas durezas das ligas, com menor variação na Liga 3.

5.3. Resultados dos ensaios para caracterização da fundibilidade

Os ensaios de cunhas foram realizados através dos corpos de prova obtidos durante a fusão e rompidos transversalmente, para verificar a tendência de coquilhamento e estão apresentados na Figura 48

Figura 48 - Tendência de coquilhamento das ligas de referência e das estudadas. Fonte: Próprio Autor.



Na Tabela 11 são apresentados os resultados do ensaio de coquilhamento. Verifica-se que as ligas com incremento no teor de silício possuem uma tendência de coquilhamento inferior ao das ligas convencionais, indicando que as mesmas possibilitam a obtenção de peças com menores espessuras, sem a formação de carbonetos Fe_3C.

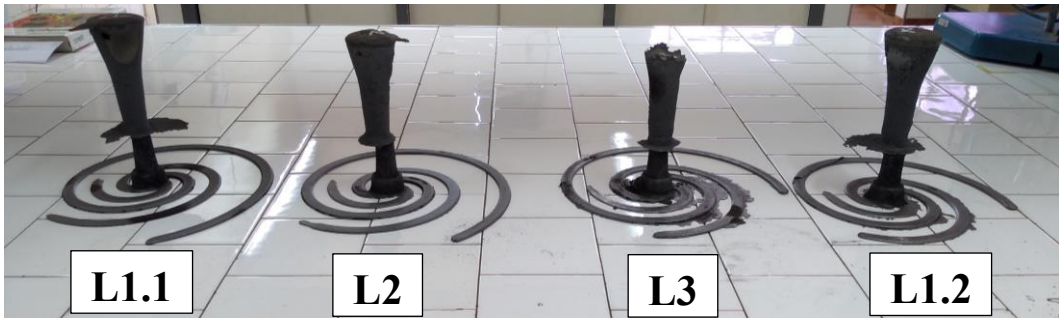
Tabela 11 – Resultados obtidos nos ensaios de coquilhamento. Fonte: Próprio Autor.

IDENTIFICAÇÃO		MEDIDAS (mm)
LIGA	**DESCRIÇÃO**	**W (Tendência ao coquilamento)**
1.1	Referência Ferrítica	6,00
2	Teor de Si de 3,1-3,4%	5,00
3	Teor de Si de 3,5-3,8%	4,50
1.2	Referência Perlítica	5,80

Na caracterização da fluidez os corpos de prova em forma espiral foram vazados e as temperaturas de vazamento foram controladas para minimizar as variações entre ambas. Na Figura 49 estão apresentados os corpos de prova espiral

para análise comparativa da fluidez para cada liga.

Figura 49 – Corpos de prova do ensaio de fluidez das ligas de referência e das estudadas. Fonte: Próprio Autor.



Nos corpos de provas fundidos foram realizadas medições do alcance do material e comparado o comportamento de cada caso. Os resultados dessas medições estão indicados na tabela 12.

Tabela 12 – Resultados obtidos nos ensaios de Fluidez. Fonte: Próprio Autor.

Espessura da espiral (mm)	Comprimento alcançado pelo metal líquido (mm)			
	L1.1 (Si 2,80)	L2 (Si 3,29)	L3 (Si 3,59)	L1.2 (perlítico)
1	191	211	265	187
2	535	550	580	512
3	1055	1068	1072	838
Temperatura de vazamento °C	1362	1368	1359	1370

As ligas com maiores teores de silício apresentaram melhor fluidez, obtendo o melhor resultado na liga 3. A liga perlítica apresentou resultados inferiores em todas as secções. Comparando as ligas de referência com as ligas modificadas, é possível afirmar que a produção de peças com espessuras de paredes menores é viável. Quanto às diferenças encontradas nas ligas estudadas quando comparadas com a liga de referência com matriz ferrítica, estas apresentaram uma discreta melhora; sendo assim, é possível afirmar que a produção de peças com essas composições não afetaria o processo de fabricação em relação à fluidez do metal, garantindo as características de processo dos ferros fundidos nodulares.

5.4. Resultados dos ensaios de usinabilidade

As medidas de desgaste (Vb Máx.) estão representadas nas Figuras 50 a 53, nas quais são indicadas as medições realizadas nos insertos utilizados nas usinagens das ligas L1.1, L2, L3 E L1.2 respectivamente, com as velocidades de corte 205 E 230. Todas as pastilhas empregadas no ensaio foram medidas.

Figura 50 – Desgaste ocorrido no inserto na usinagem da Liga 1.1 com Vc 205 e tempo de contato de 15 minutos. Fonte: Próprio Autor.

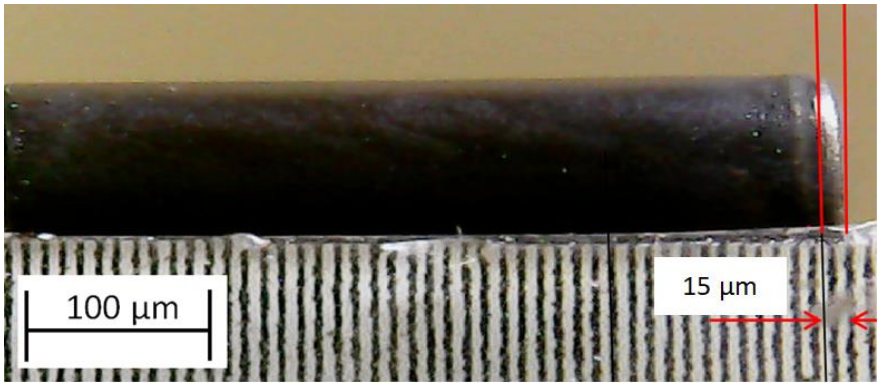


Figura 51 – Desgaste ocorrido no inserto na usinagem da Liga 2 com Vc 230 e tempo de contato de 8 minutos. Fonte: Próprio Autor.

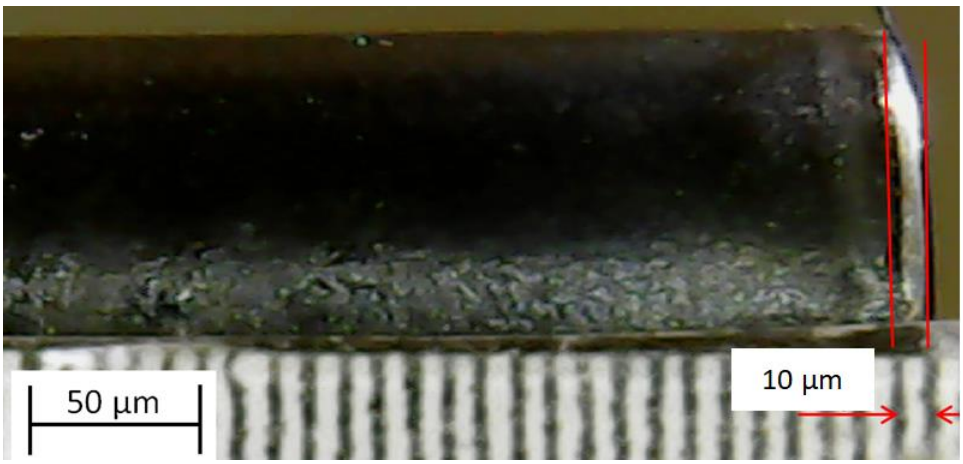


Figura 52 – Desgaste ocorrido no inserto na usinagem da Liga 3 com Vc 230 e tempo de contato de 30 minutos. Fonte: Próprio Autor.

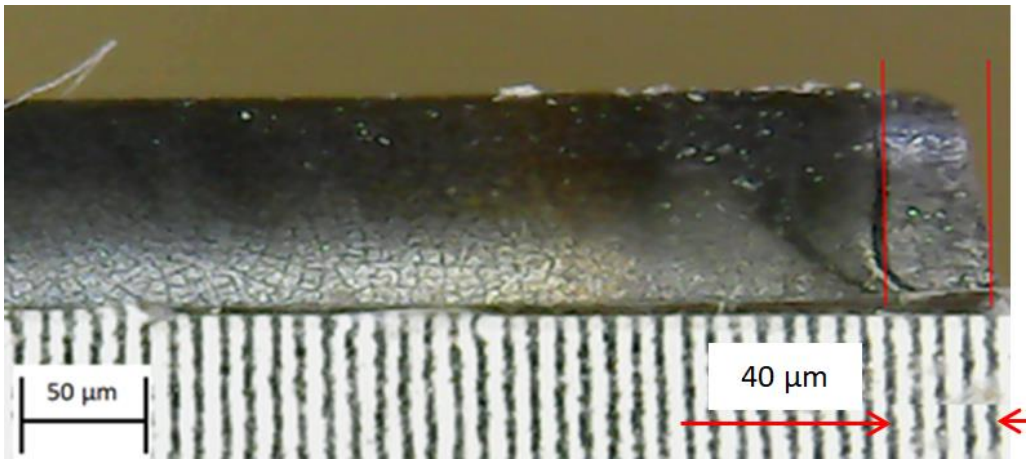
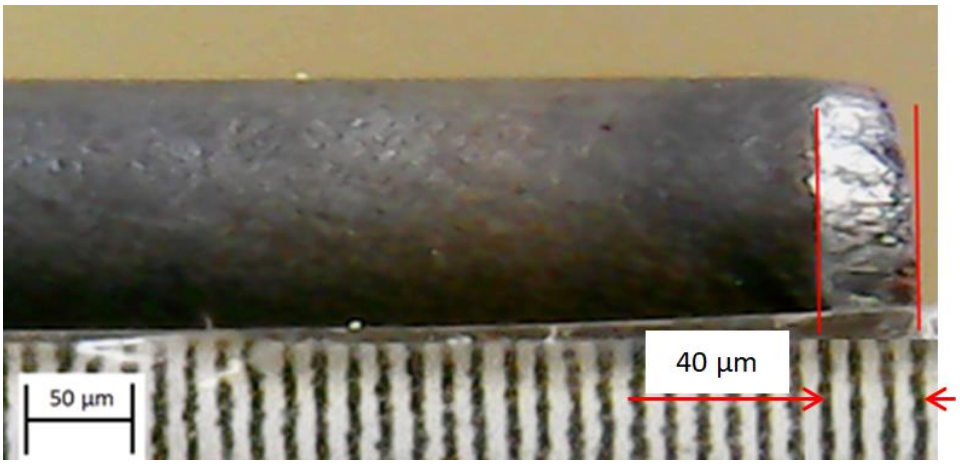


Figura 53 – Desgaste ocorrido no inserto na usinagem Liga 1.2 com Vc 205 e tempo de contato de 25 minutos. Fonte: Próprio Autor.



As curvas geradas em função do desgaste em relação ao tempo de usinagem e da velocidade de corte para cada liga estão apresentadas nas Figuras 54 a 57.

Figura 54 – Curva de desgaste em função da variação do tempo de contato ferramenta/peça e da velocidade de corte para a liga 1.1. Fonte: Próprio Autor.

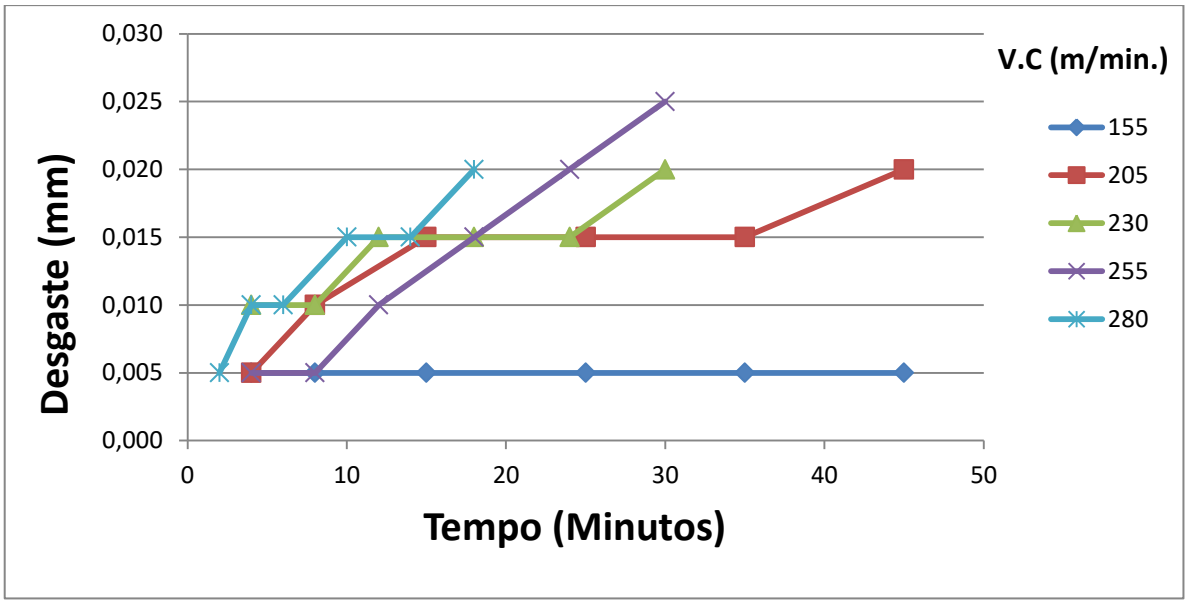


Figura 55 – Curva de desgaste em função da variação do tempo de contato ferramenta/peça e da velocidade de corte para a liga 2. Fonte: Próprio Autor.

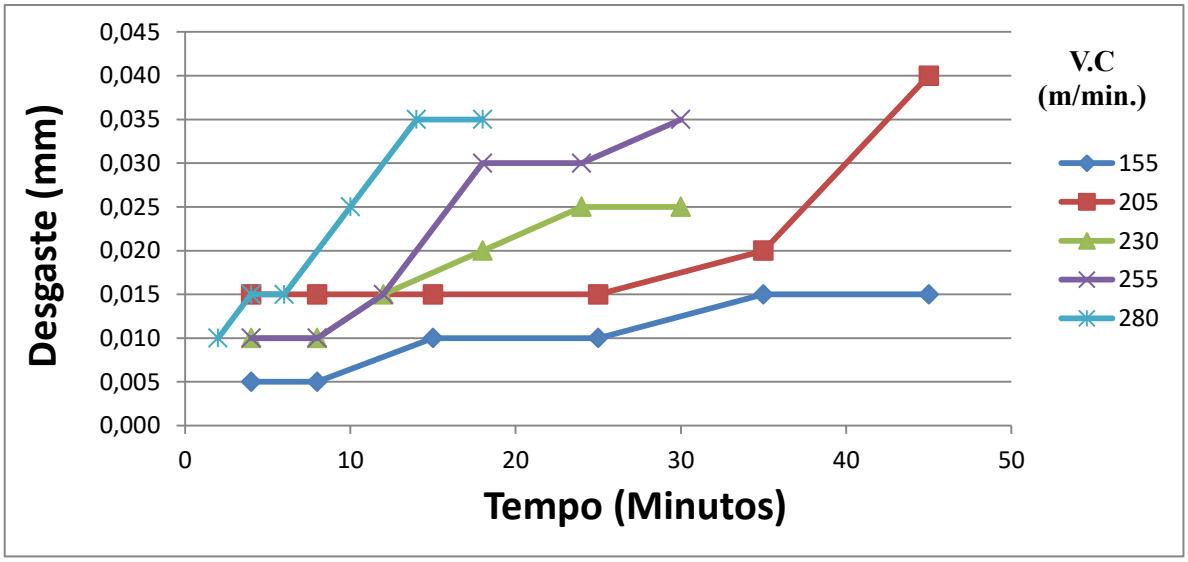


Figura 56 – Curva de desgaste em função da variação do tempo de contato ferramenta/peça e da velocidade de corte para a liga 3. Fonte: Próprio Autor.

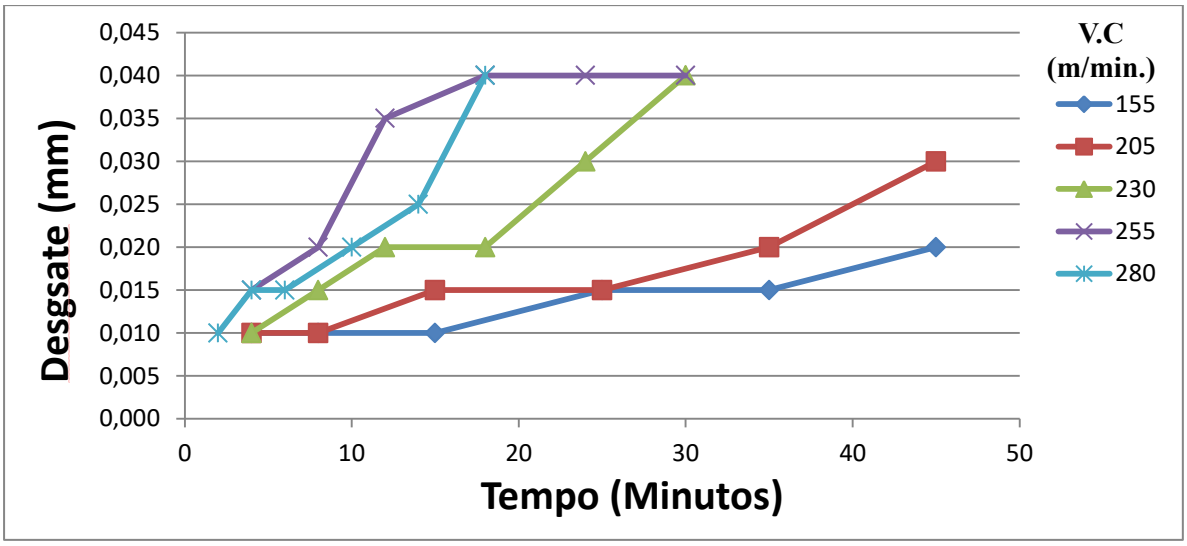
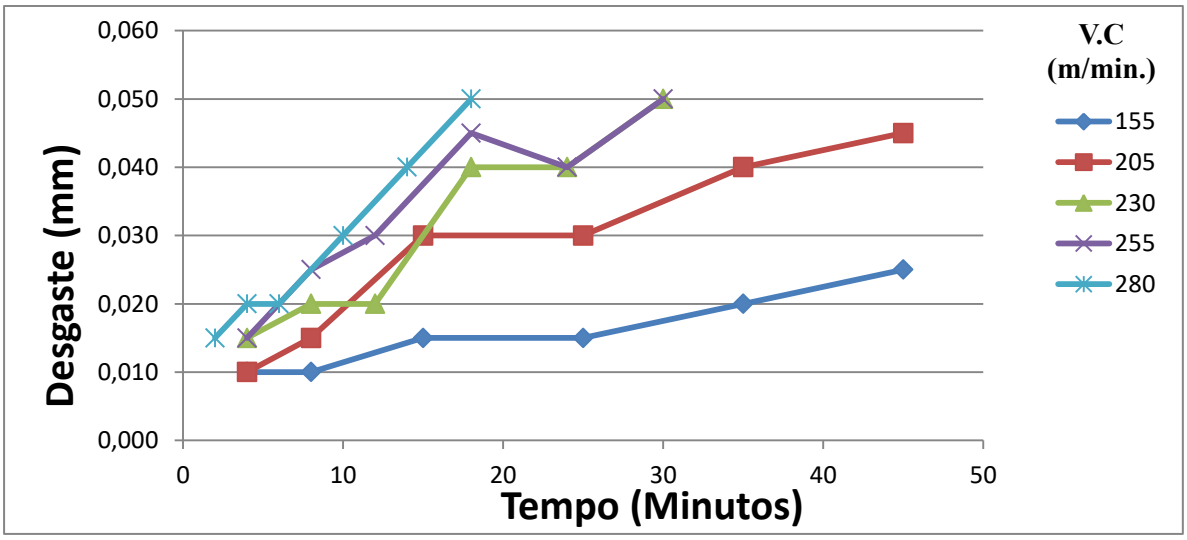
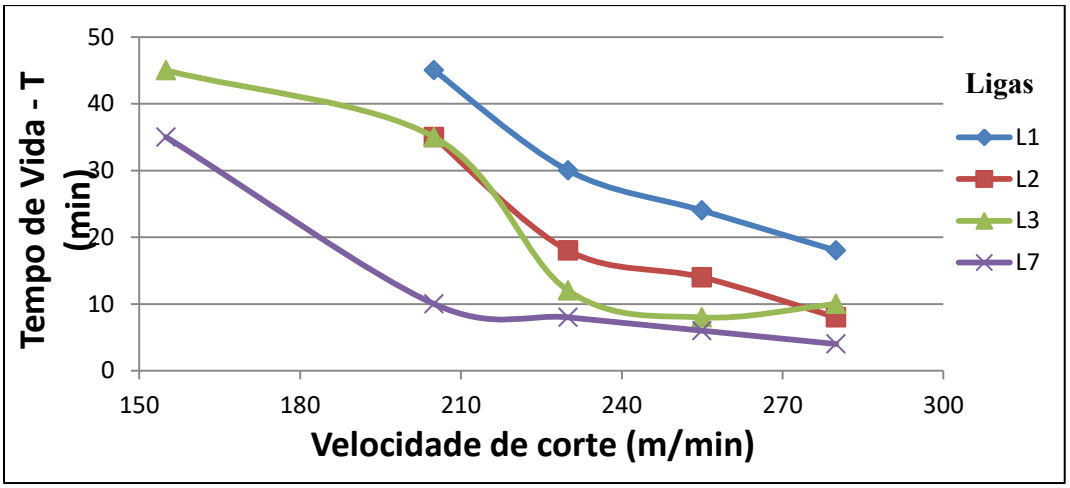


Figura 57 – Curva de desgaste em função da variação do tempo de contato ferramenta/peça e da velocidade de corte para a liga 1.2. Fonte: Próprio Autor.



A Figura 58 representa o gráfico com as curvas de Taylor que foram geradas a partir das curvas anteriores utilizando como referência o desgaste de 0,02mm.

Figura 58 – Curva de tempo de vida (min.) em função da variação do da velocidade de corte para todas as ligas. Fonte: Próprio Autor.



Nas velocidades de corte de 155 e 205 m/min, os desgastes ocasionados foram inferiores a 0,02mm, sendo pontuados somente nas velocidades de corte mais elevadas.

Os desgastes promovidos durante o ensaio indicam que mediante o incremento da dureza da matriz de acordo o aumento do teor de silício ocorreu um decréscimo na usinabilidade das ligas, obtendo melhor resultado na liga 1.1 com maior vida útil da pastilha e menor desgaste.

As ligas com incremento no teor de silício (L2 e L3) obtiveram desgastes superiores à liga convencional de matriz ferrítica (L1.1), o qual pode estar associado ao incremento da dureza provocado pela substituição solida do átomo de silício na estrutura cristalina do ferro, mesmo sendo uma matriz com menos áreas de perlita.

A liga de referência de matriz perlítica (L1.2) apresentou maior desgaste as demais ligas, muito provavelmente por sua matriz ser composta em grande parte por carboneto de ferro (Fe_3C).

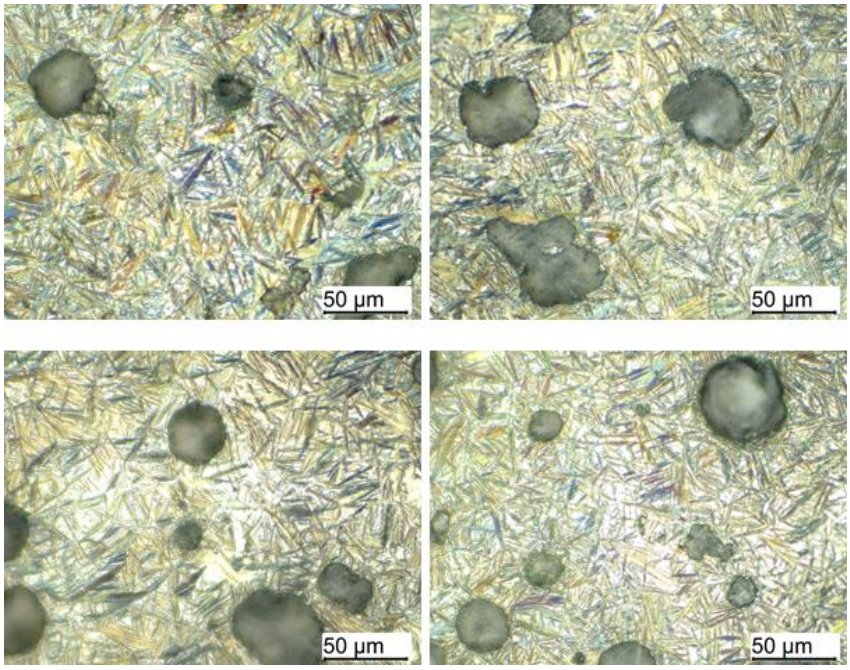
Estudos elaborados por [15] [19] [27] indicam que a usinabilidade dos Ferros fundidos nodulares com altos teores de silício com uma matriz monofásica, com maior uniformidade de dureza, resulta em uma melhor usinabilidade, menor desgaste da ferramenta, porém sem os relatos desses

resultados. A melhora dessa característica pode estar mais associada com a diminuição da variabilidade da matriz do que com o desgaste da ferramenta, indicado também nesse trabalho na avaliação da matriz fundida em relação à variação de espessura.

5.5. Resultados dos tratamentos térmicos

Na Figura 59 estão apresentadas as micrografias ópticas das seções transversais dos corpos de prova tratados termicamente das ligas L1.1, L1.2, L2 e L3. Nas Figuras 60 e 67 estão indicados os resultados dos ensaios mecânicos de tração, impacto e dureza. Para todos os ensaios os valores correspondem à média de três corpos de prova, ambos realizados em temperatura ambiente. Do ensaio de tração foram extraídos os resultados de limite de escoamento, limite de resistência à tração e alongamento.

Figura 59 – Microscópicas opticas das secções transversais dos C.ps do ensaio de tração das ligas L1.2, L2, L3 e L1.2 respectivamente. Fonte: Próprio Autor.



Verifica-se que o tratamento promoveu microestruturas ausferríticas nas amostras tratadas. As micrografias apresentam microestruturas composta de ferrita acicular e pequenas áreas de austenita de alta concentração de carbono, com os nódulos de grafita obtidos no processo de solidificação.

Figura 60 – Gráficos com os resultados do ensaio de tração. Limite de escoamento, limite de resistência e alongamento. Fonte: Próprio Autor.

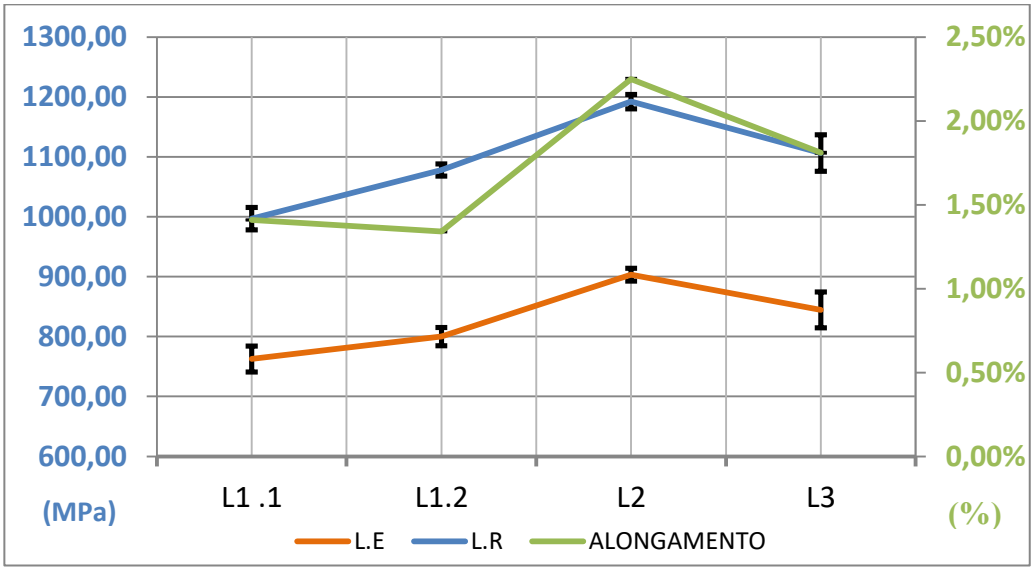
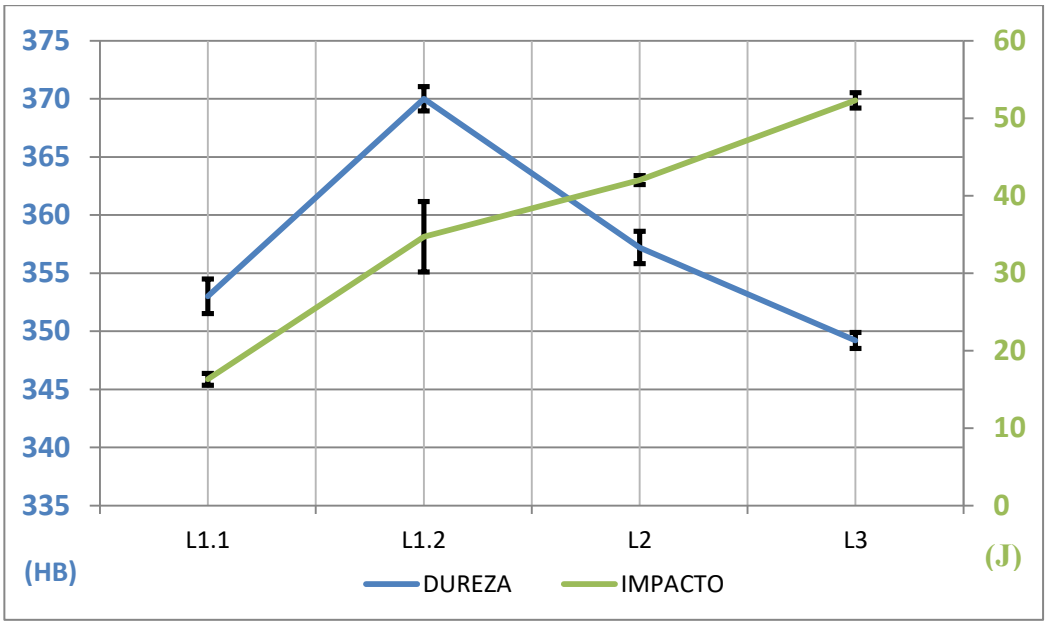


Figura 61 – Gráficos com os resultados dos ensaios de impacto e dureza. Fonte: Próprio Autor.



Nas ligas tratadas termicamente os resultados do ensaio de tração a liga 2 apresentou um incremento, porém as demais ligas não esse incremento não foi significativo.

No estudo [77] foi relatado que a realização do tratamento térmico de austêmpera em ligas de ferros fundidos com teores de silício entre 3,0 e 4,2%, aplicando tempos e temperaturas para atingir o equilíbrio termodinâmico compatível

com as práticas industriais, promove-se uma ligeira superioridade nessas ligas em relação às convencionais de matriz ferrítica.

Teores elevados de silício diminuem a quantidade de Carbono em equilíbrio com a grafita, elevando os tempos e/ou temperaturas exigidas para saturação de carbono na austenita, podendo ocasionar a uma transformação incompleta, resultando em ferrita pré-eutetóide na estrutura. Os parâmetros de processo do tratamento devem levar em consideração a composição do ferro do fundido.

A resistência ao impacto indica uma melhora, isso pode estar associado a microestrutura produzida, que contém uma mistura de plaquetas grossas de ferrita e finas de austenita retida uniformemente distribuídas. As plaquetas de ferrita grossa ocorrem do resultado da alta temperatura de austêmpera, enquanto a formação da estrutura da ferrita fina é promovida pela alta concentração local de silício, particularmente em dendritas próximas dos nódulos de grafita. Essas características estruturais são controladas pela cinética de transformação. Esse alto teor de carbono na austenita é muito estável e é responsável pela capacidade de absorção energia avaliado no ensaio de impacto.

5.6. Resultados dos ensaios de corrosão

As curvas de polarização potenciodinâmicas são apresentadas na Figura 62 e na Tabela 13, onde se encontram os parâmetros eletroquímicos. Os materiais estudados têm tendência semelhante à corrosão, não havendo diferenças significativas entre eles, o que é confirmado pela proximidade entre os potenciais de circuito aberto.

Observou-se que o material perlítico (Curva L1.2), apresenta uma região de passivação, embora sofra processo semelhante de corrosão. A curva obtida para esse mesmo material apresenta oscilações na densidade de corrente que pode ser devido à sua microestrutura ou à existência de micro poros gerados por defeitos de fundição.

Quanto à resistência à corrosão, observa-se que o material perlítico apresentou maior resistência comparada aos demais, apresentando valor de 30,32 $\mu A/cm^2$ (ver dados na Tabela 13).

O meio empregado, NaCl (3,5%), possui uma das maiores agressividades em relação a outros eletrólitos. Essa agressividade é indicada pela resistência de polarização – Rp ($K\Omega.cm^2$). Verifica-se que não ocorreram diferenças significativas entre os quatro materiais estudados, pois a ordem de grandeza da resistência de polarização para todos eles é praticamente a mesma.

A da taxa de corrosão em mm/ano segue a sequência em ordem crescente: L1.2, L2, L1.1 e L3. Sendo que a liga L3, mostrou a maior taxa.

Figura 62 – Curvas de polarização potenciodinâmicas das amostras estudadas. Fonte: Próprio Autor.

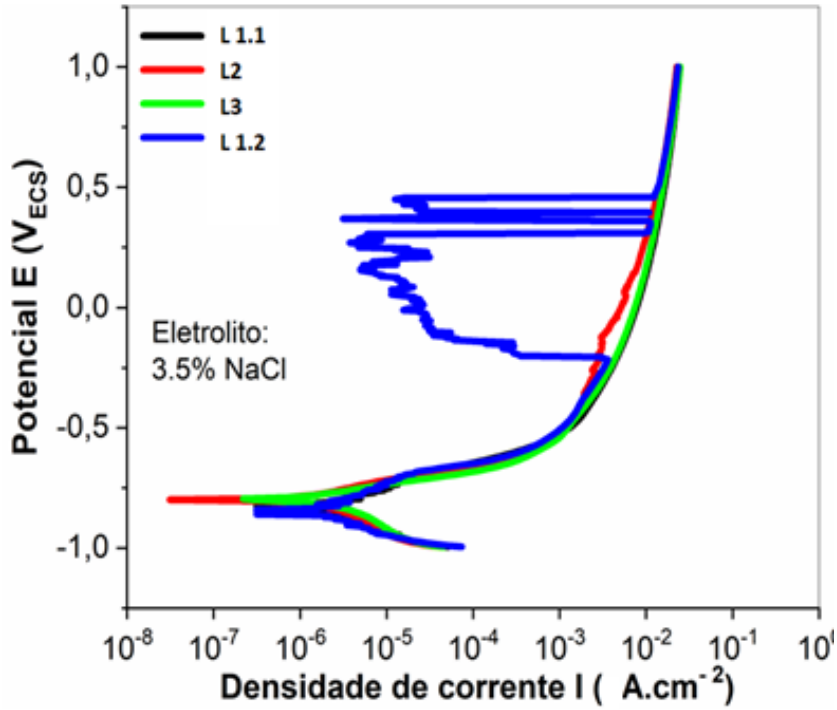


Tabela 13 – Parâmetros eletroquímicos dos Ferros Fundidos Nodulares. Fonte: Próprio Autor.

Parâmetros eletroquímicos	**L1.1**	**L2**	**L3**	**L1.2**
E(i=0) (mV)	-0,826	-0,804	-0,802	-0,849
Rp (kΩ.cm²)	48,28	59,19	30,47	53,40
I corr (µA/cm²)	3,48	3,23	3,07	3,07
Taxa de Corrosão (mm/Y)	$4,06 \times 10^{-2}$	$3,77 \times 10^{-2}$	$3,58 \times 10^{-2}$	$3,58 \times 10^{-2}$

Os estudos [78] [79] mencionam resultados na resistência à corrosão mediante o aumento do teor de silício como melhoria adicional, porém esse efeito não ficou evidente nas ligas estudadas.

6. CONCLUSÕES

O aumento do teor de silício influenciou positivamente nas características de tração das ligas, com valores semelhantes aos da liga perlítica, cuja resistência ao impacto foi muito inferior.

As resistências ao impacto aumentaram com o incremento no teor de Si até 3,6%. A partir desse teor, ocorreu uma queda brusca causada provavelmente pela degeneração da grafita.

Teores crescentes de silício apresentaram uma fração crescente de ferrita, comprovando o efeito ferritizante desse elemento até 3,6%.

O efeito da espessura com o incremento do teor de silício foi efetivo no aumento do teor de ferrita até as espessuras de 13 mm, para L1 e L2. Na liga L3 ocorreu um aumento crescente da ferrita com a espessura.

A usinabilidade foi afetada negativamente pelo teor de silício nas ligas ferríticas, porém foi superior quando comparada a da liga perlítica.

A variação do teor de silício e a espessura do corpo de prova tiveram pequena influência nas durezas das ligas.

O teor de silício não afetou significativamente nos comportamentos a corrosão das ligas avaliadas.

As ligas com maiores teores de Si apresentaram menores tendências ao coquilhamento e melhor fluidez, sendo possível afirmar que a produção de peças com menores espessuras é viável.

REFERÊNCIAS

[1] P.B. CHIKALI, V.D. SHINDE. Analysis of machinability in ductile iron casting. Materials Today: Proceedings. V. 27. pp 584-588. 2019

[2] DAVIS, J.; MILLS, K.; LAMPMAN, S. Metals handbook. Vol. 1. Properties and selection: Irons, steels, and high-performance alloys. ASM International, Materials Park, Ohio 44073, 1990.

[3] HOLTZER, M.; GÓRNY, M.; DAŃKO, R. Microstructure and Properties of Ductile Iron and Compacted Graphite Iron Castings: The Effects of Mold Sand/Metal Interface Phenomena. 2015.

[4] MULLINS, J. Ductile iron data for design engineers. Rio Tinto Iron & Titanium Inc, Montreal, Quebec, Canada, 1990.

[5] SAHIN, S.; MERIC, C. Investigation of the effect of boronizing on cast irons. Materials Research Bulletin, v. 37, n. 5, p. 971–979, 2002.

[6] SANTOS, A.B.S.; BRANCO, C.H.C. Metalurgia dos Ferros Fundidos Cinzentos e Nodulares. 1° ed. São Paulo: IPT, 1977.

[7] MARIANI, F. E. Tratamentos térmicos e termoquímicos de boroaustêmpera em ferros fundidos nodulares e caracterização dos produtos resultantes. Biblioteca Digital de Teses e Dissertações da Universidade de São Paulo, São Carlos, 2014.

[8] A. R. Mattar Junior, “Influência dos elementos de liga Cu-Ni-Mo nas propriedades mecânicas e na austemperabilidade do ADI,” Biblioteca Digital de Teses e Dissertações da Universidade de São Paulo, São Carlos, 2009.

[9] SYN, C. K.; LESUER, D. R.; SHERBY, O. D. Tensile properties of a thermomechanically processed ductile iron. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, v. 28, n. 5, p. 1213–1218, 1997.

[10] LABRECQUE, C.; GAGNÉ, M. Ductile Iron: Fifty Years of Continuous Development. Canadian Metallurgical Quarterly, v. 37, n. 5, p. 343–378, 1998.

[11] KHAN, F. A.; FREDRIKSSON, H. Melt Stirring of Nodular Cast Iron. Materials Science Forum. Anais...Trans Tech Publ, 2018

[12] MASCHKE, W.; JONULEIT, M. Inoculation of Cast Iron. [s.l: s.n.]. Disponível em: <http://www.ask-chemicals.com/news-events/professional-articles.html>.

[13] BARACHO, L. L. DE A. et al. AVALIAÇÃO DA ADIÇÃO PADRÃO DO INOCULANTE (FeSi T2) NA TRANSFERÊNCIA FORNO-PANELA NA PRODUÇÃO DE FERRO FUNDIDO NODULAR. Anais do Congresso Anual da ABM. Anais...São Paulo: Editora Blucher, set. 2017Disponível em: <http://abmproceedings.com.br/ptbr/article/avaliacao-da-adicao-padrao-do-inoculante-fesi-t2-na-transferencia-forno-panela-na-producao-de-ferro-fundido-nodular>

[14] FRAŚ, E.; GÓRNY, M.; LÓPEZ, H. F. Eutectic cell and nodule count in grey and nodular cast irons. Materials Science and Technology, v. 23, n. 9, p. 1109–1117, 2007.

[15] KASVAYEE, K. A. et al. Characterization and modeling of the mechanical behavior of high silicon ductile iron. Materials Science and Engineering A, v. 708, p. 159–170, 2017.

[16] SAE, “J434 Surface vehicle standard”. Junho 1986, pp. 1-12, 2019.

[17] SINHA, A. K. Physical metallurgy handbook. McGraw-Hill Professional Publishing. Vol. 1. 1833 p. 2002.

[18] ALHUSSEIN, A. et al. Materials Science & Engineering A In fl uence of silicon and addition elements on the mechanical behavior of ferritic ductile cast iron. Materials Science and Engineering: A, v. 605, p. 222–228, 2014.

[19] DUIT, B.; DEGIRMENCI, S.; ŞIRIN, B. EN 1563 – NEW GENERATION DUCTILE IRONS (Solid Solution Strengthened Ductile Irons). 7th INTERNATIONAL ANKIROS FOUNDRY CONGRESS. Anais...Istanbul: 2014

[20] GONZÁLEZ-MARTÍNEZ, R. et al. 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 A, v. 712, p. 794–802, 2018.

[21] ABBASCHIAN, REZA; REED-HILL, R. E. Physical Metallurgy Principles. 4th. ed. [s.l.] Cengage Learning, 2008.

[22] GLAVAS, Z.; STRKALJ, A.; STOJAKOVIC, A. The properties of silicon alloyed ferritic ductile irons. Metalurgija, v. 55, n. 3, p. 293–296, 2016.

[23] BORSATO, T. et al. Mechanical and Fatigue Properties of Heavy Section Solution Strengthened Ferritic Ductile Iron Castings. Advanced Engineering Materials, v. 18, n. 12, p. 2070–2075, 2016.

[24] SCRUTON, J.; LICAVOLI, J.; SANDERS, P. Solid Solution Strengthened Ferritic Ductile Iron (SSFDI) Effects and Limitations of Residual Alloying Elements. Houghton: [s.n.]. Disponível em: <https://www.ductile.org/wp-content/uploads/Michigan-Tech-DIS-SSFDI.pdf>.

[25] GONZAGA, R. A. Influence of ferrite and pearlite content on mechanical properties of ductile cast irons. Materials Science and Engineering A, v. 567, p. 1–8, 2013.

[26] CALCATERRA, S.; CAMPANA, G.; TOMESANI, L. Prediction of mechanical properties in spheroidal cast iron by neural networks. v. 104, p. 74–80, 2000.

[27] BORSATO, T. et al. Influence of solidification defects on the fatigue behaviour of heavy-section silicon solution-strengthened ferritic ductile cast irons. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, n. February, p. 1–8, 2018.

[28] DE LA TORRE, U. et al. As cast high silicon ductile irons with optimised mechanical properties and remarkable fatigue properties. Materials Science and Technology, v. 30, n. 12, p. 1425–1431, 2014.

[29] KÖNIG, W. Tecnologia da fabricação. AACHEN, 1981. Tradução realizada pelo Prof. Dr. Walter I. Weingaertner.

[30] STEMMER, C. E. Ferramentas de corte I . Florianópolis: Ed. da UFSC, 1995. 249p.

[31] DINIZ, A.S.; MARCONDES, F.C.; COPPINI, N.L. “Tecnologia da usinagem dos materiais”. 5ª ed, São Paulo: Artliber Editora Ltda., 2006. 255 pgs.

[32] W.L. Guesser, Propriedades mecânicas dos ferros fundidos. Blucher, capítulo 15, pp 259-277, 2009.

[33] L. E. Bjo¨rkegren, K. Hamberg and B. Johannesson: Mechanical properties and machinability of Si-solution Hardened Ferritic Ductile Iron . Casting. V104. pp 139-146. 1997.

[34] L. E. Bjo¨rkegren and K. Hamberg: 'Silicon alloyed ductile iron with excellent ductility and machinability. Hommes et Fonderie. 2000.

[35] BOEHS, L. influência do sulfeto de manganês na usinabilidade do ferro fundido maleável preto ferrítico. Florianópolis. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina. 105 p. 1979.

[36] ISO, "3685 Ensaio de vida da ferramenta de ponta única para torneamento. Nov. 1993. Pp. 1-48.

[37] MACHADO, A. R.; ABRÃO, A; COELHO, R. T.; SILVA, M.N. Teoria da usinagem dos materiais. 2a edição. Editora. Blucher. São Paulo, Brasil, 2011.

[38] PANNEERSELVAM, S. et al. Influence of intercritical austempering on the microstructure and mechanical properties of austempered ductile cast iron (ADI). Materials Science and Engineering: A, v. 694, pp. 72–80, 2017.

[39] MEIER, L. et al. In-situ measurement of phase transformation kinetics in austempered ductile iron. Materials Characterization, v. 85, pp. 124–133. 2013.

[40] TRUDEL, A.; GAGNE, M. Effect of composition and heat treatment parameters on the characteristics of austempered ductile irons. Canadian Metallurgical Quarterly, v. 36, n. 5, p. 289–298, 1 dez. 1997.

[41] Myszka, D., Kaczorowski, M., Tybulczuk, J. Austempered ductile cast iron directly isothermal tempered. Wyd. Instytutu Odlewnictwa, Kraków. 2003.

[42] HAMID ALI, A. S.; ELLIOTT, R. Austempering of an Mn–Mo–Cu alloyed ductile iron Part 1 – Austempering kinetics and processing window. Materials Science and Technology, v. 12, n. 8, p. 679–690, 19 ago. 1996.

[43] BAHMANI, M.; ELLIOTT, R.; VARAHRAM, N. The austempering

kinetics and mechanical properties of na austempered Cu-Ni-Mo-Mn alloyed ductile iron. Journal of Materials Science, v. 32, n.18, p.4783-4791, 1997.

[44] SORELMETAL. (1998). Ductile iron data for design engineers. Montreal, Canada: Rio Tinto Iron & Titanium, Inc. Disponível em: http://ductile.org/diddata/default.htm. Acesso em: 11 de novembro de 2019.

[45] MALLIA, J.; GRECH, M.; SMALLMAN, R. E. Effect of silicon content on transformation kinetics of austempered ductile iron. Materials Science and Technology, v. 14, n. 5, p. 452–460, 1 maio 1998.

[46] A04 COMMITTEE. Specification for Austempered Ductile Iron Castings. 2016.

[47] Kaisu, S.; Austempering Experiments of Production Grade Silicon Solution Strengthened Ductile Iron. Materials Science Forum. V. 925, pp 239-245. 2018.

[48] Myszka, D., Kaczorowski, M., Tybulczuk, J. Ausferritic ductile iron directly austempered. Kraków: Wyd. Instytutu Odlewnictwa. 2003.

[50] A. Kochański *, A. Krzyńska, T. Radziszewski.; Highsilicone Austempered Ductile Iron. Foundry Engineering. V. 14. Pp 55-58. 2014.

[51] Röhrig, K. (1983). Isothermal quenching of cast iron with nodular graphite. Giesserei-Praxis. v.14. pp 55-58. 2013.

[52] Z. Ławrynowicz, S. Dymski, Carbon Concentration of Austenite in Austempered Ductile Iron (ADI), Arch. Foundry Eng. 7 (3) pp. 93–99. 2007.

[53] ASTM, “A897 Standard Specification for Austempered Ductile Iron Casting,” ASTM B. Stand. April 2012, pp. 1–9, 2018, DOI: 10.1520/A0897_A0897M-06R11

[54] STANSBURY, E. E.; BUCHANAN, R. A. Fundamentals of electrochemical corrosion. Ohio: ASM International, 2000.

[55] UHLIG, H. The corrosion handbook. 1948.

[56] LAWRENCE, J. K. et al. Metals handbook: corrosion. Ohio: ASM International. v.13. 1987.

[57] MAKHLOUF, A. S. H. Handbook of smart coatings for materials

protection. Sawston: Woodhead, 2014.

[58] KELLY, R. G. et al. Electrochemical techniques in corrosion science and engineering. New York: CRC Press, 2002.

[59] MARCUS, P. Corrosion mechanisms in theory and practice. New York: CRC Press, 2011.

[60] ROBERGE, P. Handbook of Corrosion Engineering. Second ed. New York: McGraw-Hill, 2012.

[61] H.M. Shalaby et al., Corrosion 48 (1992) 206.

[62]C.-H. Hsu and M.-L. Chen, "Corrosion behavior of nickel alloyed and austempered ductile irons in 3.5% sodium chloride," Corrosion Science, vol. 52, pp. 2945-2949, 2010.

[63] D. Lou, O. Akselsen, M. Onsøien, J. Solberg, and J. Berget, "Surface modification of steel and cast iron to improve corrosion resistance in molten aluminium," Surface and Coatings Technology, vol. 200, pp. 52825288, 2006.

[64] S.I. Karsay, Quebec Iron and Titanium Corporation, 1971

[65] W. Fairhurst, K. Röhrig, High-silicon nodular irons, Foundry Trade J. 146. pp 657–68. 1979.

[66] A. Reynaud, Corrosion of cast irons (cap. 2), in: T.J.A. Richardson (Ed.), Shreir's Corrosion, vol. 3, Elsevier, Amsterdam, The Netherlands, pp. 1737–1788. 2010.

[67] M.A. Arenas, A. Niklas, A. Conde, S. Méndez, J. Sertucha, J.J. de Damborenea, Corrosion behaviour of ductile cast irons partially modified with silicon in 0.03 M NaCl, Rev. Met. 50 (2014) e032, http://dx.doi.org/10.3989/revmetalm.032

[68] POPESCU, M.; ZAVADIL, R.; SAHOO, M. SiC-The Most Efficient Addition to Increase the Nodule Count in Ductile Iron. International Journal of Metalcasting, v. 3, n. 1, p. 53–63, 5 jan. 2009.

[69] ASTM, “A536 Standard Specification for Ductile Iron Casting” ASTM B. Stand. Agosto 2009, pp. 1–5, 2018, DOI: 10.1520/A0536-84R09.

[70] ASTM, “E8 Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials,” ASTM B. Stand. Fevereiro 2012, pp. 1–27, 2018, DOI: 10.1520/E0008_E0008M-11.

[71] ASTM “E23 Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials” ASTM B. Stand. Julho 2007. pp. 1-28, 2018, DOI: 10.1520/E002307AE01.

[72] ABNT “NBR6846 Ferro fundido — Avaliação da tendência ao coquilhamento — Método de ensaio”. Maio 2015. pp. 1-7, ICS.080.10 ISBN 978-85-07-05544-0.

[73] Gorny M. Fluidity and Temperature Profile of Ductile Iron in Thin Sections. Journal of iron and stell research. V. 18. Pp 52-59. 2012.

[74] RÊGO, G. C. “Produção e caracterização de revestimentos híbridos a base de sílica e titânia por sol-gel no aço AISI 1045 e na liga de alumínio AA7075”. Biblioteca Digital de Teses e Dissertações da Universidade de São Paulo, São Carlos 2016.

[75] J. Hosdez, N. Limodin, D. Najjar, J-F. Witz, E. Charkaluk, P. Osmond, A. Forré, F. Szmytka. Fatigue crack growth in compacted and spheroidal graphite cast irons. 2019

[76] V. D. Shinde, B. Ravi and K. Narasimhan3 Solidification behaviour and mechanical properties of ductile iron castings with varying thickness. 2012.

[77] Alejandro BASSO,* Martín CALDERA and Juan MASSONE. Development of High Silicon Dual Phase Austempered Ductile Iron. ISIJ International. V. 55. Pp. 1106-113. 2015

[78] A. Reynaud, Corrosion of cast irons (cap. 2), in: T.J.A. Richardson (Ed.), Shreir's Corrosion, vol. 3, Elsevier, Amsterdam, The Netherlands, 2010, pp. 1737–1788.

[79] M.A. Arenas, A. Niklas, A. Conde, S. Méndez, J. Sertucha, J.J. de Damborenea, Corrosion behaviour of ductile cast irons partially modified with silicon in 0.03 M NaCl, Rev. Met. 50 (2014) e032, http://dx.doi.org/10.3989/revmetalm.032.