



UNIVERSIDADE FEDERAL DO TRIÂNGULO MINEIRO
PROGRAMA DE MESTRADO PROFISSIONAL EM INOVAÇÃO TECNOLÓGICA

KEMPEES DE OLIVEIRA ANDRADE

**ESTUDO DA ABRASÃO E DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO
NODULAR COM CARBONETOS DE CROMO AUSTEMPERADO**

UBERABA/MG

2021



KEMPEES DE OLIVEIRA ANDRADE

**ESTUDO DA ABRASÃO E DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO
NODULAR COM CARBONETOS DE CROMO AUSTEMPERADO**

Dissertação apresentada ao Programa de Mestrado Profissional em Inovação Tecnológica da Universidade Federal do Triângulo Mineiro como requisito para obtenção do título de mestre.

Orientador: Prof. Dr. Marcos Massao Shimano

UBERABA/MG

2021

**Catálogo na fonte: Biblioteca da Universidade Federal do
Triângulo Mineiro**

A567e

Andrade, Kempees de Oliveira
Estudo da abrasão e do comportamento mecânico de ferro
nodular com carbonetos de cromo austemperado / Kempees de
Oliveira Andrade. -- 2021.
152 f. : il., tab.

Dissertação (Mestrado Profissional em Inovação Tecnológica) --
Universidade Federal do Triângulo Mineiro, Uberaba, MG, 2021
Orientador: Prof. Dr. Marcos Massao Shimano

1. Ferro fundido. 2. Carbonetos. 3. Tenacidade dos materiais. 4.
Austêmpera. I. Shimano, Marcos Massao. II. Universidade Federal
do Triângulo Mineiro. III. Título.

CDU 669.13:549.2

KEMPEES DE OLIVEIRA ANDRADE

ESTUDO DA ABRASÃO E DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE FERRO NODULAR AUSTEMPERADO COM CARBONETOS DE CROMO

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação Profissional em Inovação Tecnológica da Universidade Federal do Triângulo Mineiro como requisito parcial para obtenção do título de mestre.

Uberaba, 11 de janeiro de 2021

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Marcos Massao Shimano – Orientador
Universidade Federal do Triângulo Mineiro

https://sei.uftm.edu.br/sei/controlador.php?acao=documento_imprimir_web&acao_origem=arvore_visualizar&id_documento=505320&infra_sistema=100000100&infra_unidade_atual=110000297&infra_hash=616720f... 1/2

Prof. Dr. Mário Sérgio da Luz
Universidade Federal do Triângulo Mineiro

Prof. Dr. Denilson José do Carmo
Universidade de Itaúna



Documento assinado eletronicamente por **MARCOS MASSAO SHIMANO**, Professor do Magistério Superior, em 15/01/2021, às 08:48, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#) e no art. 14 da [Resolução nº 34, de 28 de dezembro de 2017](#).



Documento assinado eletronicamente por **MARIO SERGIO DA LUZ**, Professor do Magistério Superior, em 15/01/2021, às 09:41, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#) e no art. 14 da [Resolução nº 34, de 28 de dezembro de 2017](#).



Documento assinado eletronicamente por **Denilson José do Carmo**, Usuário Externo, em 15/01/2021, às 11:48, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#) e no art. 14 da [Resolução nº 34, de 28 de dezembro de 2017](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site http://sei.uftm.edu.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **0461713** e o código CRC **FA9B89DA**.

Aos meus filhos Mateus e Gabriela e para minha esposa Raquel.

AGRADECIMENTOS

Gostaria primeiramente de expressar minha imensa gratidão por todo apoio e incentivo recebido da direção da Fundação Batatais, representada por Srs. Márcio Wagner e Paulo Tostes, incentivadores constantes do crescimento profissional dentro da organização.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Marcos Massao Shimano por ter acreditado na proposta deste trabalho. Muito obrigado por compartilhar comigo sua experiência, paciência e seus conselhos nos momentos mais necessários desta trajetória.

Ao amigo Gustavo Guidetti, incentivador e parceiro deste trabalho, deixo aqui o meu agradecimento pela motivação de sempre.

Não poderia deixar de agradecer aos colegas de empresa, pela grande e valorosa ajuda no decorrer de todo o trabalho. Aos analistas de laboratório, Ana Carolina, Mateus Peres, Emerson Beato e Paulo Barcelos pelas diversas análises realizadas. Ao supervisor Leandro Pereira, pela ajuda na coordenação das fusões e análises internas. No setor de ferramentaria, aos ferramenteiros Marcos Daniel, Sávio de Sousa e Osmar Moreira pela usinagem dos corpos de prova e no setor de engenharia, ao supervisor Rafael Ione e processista Vinícius Oliveira pela ajuda com desenhos e supervisão das atividades de usinagem. A todos vocês, deixo aqui o meu muito obrigado!!

RESUMO

As ligas de ferro nodular austemperado têm alcançado importante destaque em projetos de engenharia devido aos recentes avanços em sua tecnologia de processamento, resultando em materiais com altas resistências mecânicas, excelente tenacidade e boa resistência ao desgaste, aumentando assim o interesse em diversos segmentos industriais. A resistência ao desgaste abrasivo destas ligas pode ser incrementada com o emprego de carbonetos na matriz metálica que tendem, no entanto, a reduzir as propriedades de tenacidade. O presente estudo analisou a influência dos carbonetos eutéticos de cromo contidos em um ferro nodular austemperado, em suas propriedades de abrasão e propriedades mecânicas através de variações nas temperaturas e tempos de austêmpera. Para tanto, foram elaboradas quatro ligas com diferentes teores de cromo em corpos de prova tipo Y com 13 mm de espessura. As caracterizações microestruturais da liga bruta, evidenciaram carbonetos eutéticos quando do emprego de cromo. Estas ligas foram então austenitizadas a 900°C por 1,5 horas e austemperadas em duas temperaturas, 300°C e 360°C. Foram utilizados, tempos distintos para o tratamento de austêmpera: 30 minutos, 90 minutos e 180 minutos. Os tratamentos de austêmpera nas ligas com carbonetos geraram matrizes ausferríticas. Para as maiores temperaturas de austêmpera, maiores quantidades de austenita foram encontradas, com menores médias de dureza e microdureza. Para as temperaturas menores de austêmpera, a quantidade de austenita foi reduzida, resultando então nas maiores médias para dureza e microdureza. No entanto para cada liga deste estudo, as maiores médias de dureza e microdureza obtidas através das variações de tempo e temperatura, não conduziram a maiores resistências ao desgaste abrasivo nas ligas com carbonetos nos testes realizados em roda de borracha seca, indicando que a resistência a abrasão foi mais dependente ao volume de carbonetos do que da dureza, dado a proteção que estes carbonetos oferecem à matriz metálica. Contudo, o aumento gradativo da resistência a abrasão através do aumento do volume de carbonetos neste estudo, reduziu de forma significativa a tenacidade da liga nos testes de impacto realizados.

Palavras-chave: Ferro Nodular. Carboneto. Abrasão. Tenacidade. Austêmpera.

ABSTRACT

Austempered ductile iron alloys have achieved important prominence in engineering projects due to recent advances in their processing technology, resulting in materials with high mechanical strength, excellent toughness and good wear resistance, increasing interest in several industrial segments. The abrasive wear resistance of these alloys can be increased with the use of carbides in the metallic matrix, however this can reduce the toughness properties. The present study analyzed the influence of chromium eutectic carbides contained in an austempered ductile iron, on the abrasion and mechanical properties through variations in temperatures and austempering times. Therefore, four alloys were developed with variations in the levels of chromium in type Y specimens with 13 mm thickness. The microstructural characterizations of the gross alloy, showed eutectic carbides when using chromium. These alloys were austenitized at 900°C for 1.5 hours and austempered at two temperatures, 300°C and 360°C. Different times were used for the treatment of austempering: 30 minutes, 90 minutes and 180 minutes. The austempering treatments in the alloys with carbides generated ausferritic matrices. For the highest austempering temperatures, greater amounts of austenite were found, with lower averages of hardness and microhardness. For lower austempering temperatures, the amount of austenite was reduced, resulting in the highest averages for hardness and microhardness. However, for each alloy in this study, greater hardness and microhardness did not lead to greater resistance to abrasive wear in alloys with carbides in the tests carried out on a rubber wheel, indicating that the abrasion resistance was more dependent on the volume of carbides than surface hardness, given the protection that these carbides provide the metal matrix. Nevertheless, the gradual increase in abrasion resistance through the increase in the volume of chromium carbides in this study, significantly reduced the toughness of the alloy in the impact tests performed.

Keywords: Ductile Iron. Carbide. Abrasion. Toughness. Austempering.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Aspecto micrográfico das principais ligas de ferro fundido. (a): Ferro fundido cinzento sem ataque. (b): Ferro fundido nodular sem ataque. (c): Ferro fundido vermicular sem ataque. (d): Ferro fundido maleável sem ataque. (e): Ferro branco alta liga com carbonetos de cromo. (f): Ferro fundido austemperado - ADI.....	22
Figura 2 - Diagrama de equilíbrio ferro-carbono (eutético estável e metaestável)	23
Figura 3 - Diferença entre equilíbrio estável e metaestável	24
Figura 4 - Influência dos elementos de liga nas temperaturas TEM e TEE.....	26
Figura 5 - Propriedades das ligas de ferro fundido nodular.....	27
Figura 6 - Final da trinca em um nódulo de grafita	28
Figura 7 - Microestrutura e resistência à tração de vários tipos de nodular	28
Figura 8 - Processo de nodulização típico	30
Figura 9 - Curvas de análise térmica de ferros fundidos com e sem inoculação.....	31
Figura 10 - Comparativo de propriedades mecânicas entre ADI e ferro nodular	33
Figura 11 - Microestrutura da matriz ausferrita.....	35
Figura 12 - Efeito do número de nódulos no alongamento em ligas de ADI	36
Figura 13 - Resistência à abrasão do ADI.....	36
Figura 14 - Ponteira de subsolagem agrícola em CADI	38
Figura 15 - Microestrutura típica de uma liga de CADI.....	39
Figura 16 - Taxas de desgaste e dureza.....	41
Figura 17 - Modelos de micromecanismos de desgaste	43
Figura 18 - Interação entre partícula abrasiva e segunda fase	44
Figura 19 - Resistências à abrasão para ADI e CADI	45
Figura 20 - Resistências à abrasão para CADI e ferros brancos	45
Figura 21 - Ciclo do tratamento de austêmpera	49
Figura 22 - Crescimento das agulhas de ferrita a partir do contorno de grão austenítico	50
Figura 23 - Representação da janela de processo.....	50
Figura 24 - Influência da temperatura de austenitização nas propriedades mecânicas do ADI	52
Figura 25 - Efeito da velocidade de resfriamento	53

Figura 26 - Sequência de transformações de fases ao longo do tempo a altas temperaturas.....	55
Figura 27 - Sequência de transformações de fases ao longo do tempo a baixas temperaturas.....	56
Figura 28 - Diagrama de fases Fe-C-2,5% Si para temperaturas Mi e Mf.....	56
Figura 29 - Influência do tempo de austêmpera nas transformações microestruturais e no alongamento do ADI.....	57
Figura 30 - Segregação dos elementos de liga entre nódulos de grafita.....	61
Figura 31 - Fluxograma dos ensaios.....	62
Figura 32 - Dimensões em milímetros do corpo de prova tipo Y.....	64
Figura 33 - Dimensões em milímetros do molde para corpo de prova tipo Y.....	65
Figura 34 - Espectrômetro da Fundição Batatais.....	67
Figura 35 - Vazamento dos corpos de prova.....	69
Figura 36 - Região de retirada dos corpos de prova.....	70
Figura 37 - Microscópio óptico da Fundição Batatais.....	71
Figura 38 - Transferência dos corpos de prova para o banho de austêmpera.....	72
Figura 39 - Ciclo de tratamento para austêmpera a 360°C.....	74
Figura 40 - Ciclo de tratamento para austêmpera a 300°C.....	74
Figura 41 - Durômetro de bancada da Fundição Batatais.....	75
Figura 42 - Microdurômetro da Fundição Batatais.....	76
Figura 43 - Abrasômetro da Fundição Batatais.....	77
Figura 44 - Estrutura dos grãos de areia utilizados no ensaio de abrasão.....	78
Figura 45 - Dimensões do corpo de prova a abrasão.....	79
Figura 46 - Corpo de prova para teste de impacto.....	80
Figura 47 - Máquina de ensaio Charpy da UFTM.....	81
Figura 48 - Microestruturas das ligas brutas. (a) 200x e (b) 500x: Liga 1, perlita e ferrita. (c) 200x e (d) 500x: Liga 2, perlita e ledeburita. (e) 200x e (f) 500x: Liga 3, perlita e ledeburita. (g) 200 x e (h) 500x: Liga 4, perlita e ledeburita.....	87
Figura 49 - Microdurezas Vickers dos carbonetos.....	89
Figura 50 - Pontos de análise EDS dos carbonetos nas ligas. (a): Liga 2, com 0,84% de cromo. (b): Liga 3, com 1,28% de cromo. (c): Liga 4, com 1,48% de cromo.....	91
Figura 51 - Microestruturas da liga 1 austemperada a 360°C. (a) 200x e (b) 500x: Liga 1 austemperada a 360°C por 30 minutos, ausferrita e martensita (M). (c) 200x e (d)	

500x: Liga 1 austemperada a 360°C por 90 minutos, ausferrita. (e) 200x e (f) 500x: Liga 1 austemperada a 360°C por 180 minutos, ausferrita	92
Figura 52 - Microestruturas da liga 1 austemperada a 300°C. (a) 200x e (b) 500x: Liga 1 austemperada a 300°C por 30 minutos, ausferrita. (c) 200x e (d) 500x: Liga 1 austemperada a 300°C por 90 minutos, ausferrita. (e) 200x e (f) 500x: Liga 1 austemperada a 300°C por 180 minutos, ausferrita	94
Figura 53 - Microestruturas da liga 2 austemperadas a 360°C. (a) 200x e (b) 500x: Liga 2 austemperada a 360°C por 30 minutos, ausferrita, carbonetos eutéticos e martensita (M). (c) 200x e (d) 500x: Liga 2 austemperada a 360°C por 90 minutos, ausferrita e carbonetos eutéticos. (e) 200x e (f) 500x: Liga 2 austemperada a 360°C por 180 minutos, ausferrita e carbonetos eutéticos	95
Figura 54 - Microestruturas da liga 2 austemperadas a 300°C. (a) 200x e (b) 500x: Liga 2 austemperada a 300°C por 30 minutos, ausferrita e carbonetos eutéticos. (c) 200x e (d) 500x: Liga 2 austemperada a 300°C por 90 minutos, ausferrita e carbonetos eutéticos. (e) 200x e (f) 500x: Liga 2 austemperada a 300°C por 180 minutos, ausferrita e carbonetos eutéticos	97
Figura 55 - Microestruturas da liga 3 austemperada a 360°C. (a) 200x e (b) 500x: Liga 3 austemperada a 360°C por 30 minutos, ausferrita, carbonetos eutéticos e martensita (M). (c) 200x e (d) 500x: Liga 3 austemperada a 360°C por 90 minutos, ausferrita e carbonetos eutéticos. (e) 200x e (f) 500x: Liga 3 austemperada a 360°C por 180 minutos, ausferrita e carbonetos eutéticos	98
Figura 56 - Microestruturas da liga 3 austemperadas a 300°C. (a) 200x e (b) 500x: Liga 3 austemperada a 300°C por 30 minutos, ausferrita e carbonetos eutéticos. (c) 200x e (d) 500x: Liga 3 austemperada a 300°C por 90 minutos, ausferrita e carbonetos eutéticos. (e) 200x e (f) 500x: Liga 3 austemperada a 300°C por 180 minutos, ausferrita e carbonetos eutéticos	100
Figura 57 - Microestruturas da liga 4 austemperada a 360°C. (a) 200x e (b) 500x: Liga 4 austemperada a 360°C por 30 minutos, ausferrita, carbonetos eutéticos e martensita (M). (c) 200x e (d) 500x: Liga 4 austemperada a 360°C por 90 minutos, ausferrita e carbonetos eutéticos. (e) 200x e (f) 500x: Liga 4 austemperada a 360°C por 180 minutos, ausferrita e carbonetos eutéticos	101
Figura 58 - Microestruturas da liga 4 austemperada a 300°C. (a) 200x e (b) 500x: Liga 4 austemperada a 300°C por 30 minutos, ausferrita e carboneto eutético. (c) 200x e	

(d) 500x: Liga 4 austemperada a 300°C por 90 minutos, ausferrita e carboneto eutético. (e) 200x e (f) 500x: Liga 4 austemperada a 300°C por 180 minutos, ausferrita e carboneto eutético.....	103
Figura 59 - Microdurezas Vickers (HV 0,1) - Liga 1.....	105
Figura 60 - Microdurezas Vickers (HV 0,1) - Liga 2.....	105
Figura 61 - Microdurezas Vickers (HV 0,1) - Liga 3.....	106
Figura 62 - Microdurezas Vickers (HV 0,1) - Liga 4.....	106
Figura 63 - Durezas Rockwell C (HRC) - Liga 1.....	111
Figura 64 - Durezas Rockwell C (HRC) - Liga 2.....	111
Figura 65 - Durezas Rockwell C (HRC) - Liga 3.....	112
Figura 66 - Durezas Rockwell C (HRC) - Liga 4.....	112
Figura 67 - Taxas de perdas volumétricas (mm ³ /minuto) - Liga 1.....	115
Figura 68 - Taxas de perdas volumétricas (mm ³ /minuto) - Liga 2.....	115
Figura 69 - Taxas de perdas volumétricas (mm ³ /minuto) - Liga 3.....	116
Figura 70 - Taxas de perdas volumétricas (mm ³ /minuto) - Liga 4.....	116
Figura 71 - Correlação entre a taxa de perda volumétrica e percentual de carbonetos.....	118
Figura 72 - Correlação entre taxa de perda volumétrica e dureza.....	119
Figura 73 - Microestruturas após teste de abrasão na liga 4 austemperada a 360°C. (a) 5000x: Liga 4 austemperada a 360°C por 30 minutos. (b) 5000x: Liga 4 austemperada a 360°C por 90 minutos. (c) 5000x: Liga 4 austemperada a 360°C por 180 minutos.....	120
Figura 74 - Microestrutura após teste de abrasão na liga 4 austemperada a 300°C. (a) 5000x: Liga 4 austemperada a 360°C por 30 minutos. (b) 5000x: Liga 4 austemperada a 360°C por 90 minutos. (c) 5000x: Liga 4 austemperada a 360°C por 180 minutos.....	121
Figura 75 - Resistências ao impacto (Joules) - Liga 1.....	124
Figura 76 - Resistências ao impacto (Joules) - Liga 2.....	124
Figura 77 - Resistências ao impacto (Joules) - Liga 3.....	125
Figura 78 - Resistências ao impacto (Joules) - Liga 4.....	125
Figura 79 - Matriz de dispersão entre resistência ao impacto e perda volumétrica.....	127

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Componentes da carga metálica.....	65
Tabela 2 - Composição química do ferro base.....	66
Tabela 3 - Composição da liga nodulizante.....	68
Tabela 4 - Composição do inoculante.....	68
Tabela 5 - Teor de carbono da austenita na austenitização.....	72
Tabela 6 - Diâmetro crítico de austêmpera.....	73
Tabela 7 - Distribuição granulométrica da areia utilizada no teste de abrasão.....	78
Tabela 8 - Tolerâncias dos corpos de prova Charpy.....	81
Tabela 9 - Composição química da ligas fundidas.....	83
Tabela 10 - Morfologia das grafitas.....	84
Tabela 11 - Percentual de carbonetos na liga.....	85
Tabela 12 - Microdurezas dos carbonetos brutos.....	88
Tabela 13 - Teste Anova para microdurezas dos carbonetos.....	88
Tabela 14 - Análise química dos carbonetos nas ligas.....	90
Tabela 15 - Microdureza Vickers da matriz nas amostras austemperadas.....	104
Tabela 16 - Teste Anova para microdureza das amostras tratadas a 360°C.....	107
Tabela 17 - Teste Anova para microdureza das amostras tratadas a 300°C.....	107
Tabela 18 - Dureza Rockwell C nas amostras austemperadas.....	108
Tabela 19 - Teste Anova para dureza das amostras tratadas a 360°C.....	109
Tabela 20 - Teste Anova de dureza amostras tratadas a 300°C.....	110
Tabela 21 - Taxa de perdas volumétricas em mm ³ /minuto.....	113
Tabela 22 - Teste Anova para taxa de perdas volumétricas entre tratamentos.....	114
Tabela 23 - Incremento de resistência a abrasão (L1/L).....	117
Tabela 24 - Resistências ao impacto em joules.....	122
Tabela 25 - Teste Anova para resistências ao impacto entre variáveis.....	123
Tabela 26 - Redução da resistência ao impacto (L1/L).....	126

LISTA DE SIGLAS

ADI - *Austempered Ductile Iron* (Ferro Fundido Nodular Austemperado)

AFS - *American Foundry Society* (Sociedade Americana de Fundição)

AFS - Unidade de medida da granulometria dos grãos de areia de fundição

ASTM - *American Society for Testing and Materials* (Sociedade Americana para Testes e Materiais)

CADI - *Carbide Austempered Ductile Iron* (Ferro Fundido Nodular com Carbonetos Austemperado)

CE - Carbono Equivalente

CETEF - Centro Tecnológico de Fundição Marcelino Corradi

EDS - *Energy Dispersive Spectroscopy*

HB - *Hardness Brinell*

HRC - *Hardness Rockwell C* (Dureza Rockwell C)

HV - *Hardness Vickers* (Dureza Vickers)

ICTE - Instituto de Ciências Tecnológicas e Exatas

MEV - Microscopia Eletrônica de Varredura

TEE - Temperatura do Eutético Estável

TEM - Temperatura do Eutético Metaestável

UFTM - Universidade Federal do Triângulo Mineiro

LISTA DE SÍMBOLOS

C - Carbono

Cm - Cementita

cm³ - Centímetro cúbico

Cr - Cromo

Cu - Cobre

C_γ - Teor de carbono na austenita após austenitização

Fe - Ferro

Fe₃C - Carboneto eutético

Fe₃P - Eutético fosforoso

g - Grama

G - Grafita

Hz - Hertz

J - Joules

kW - Quilowatt

kgf - Quilograma-força

kgf/mm² - Quilograma-força por milímetros quadrados

L - Líquido

M - Martensita

mm² - Unidade de área em milímetros quadrados

mm³ - Unidade de volume em milímetros cúbicos

M_f - Temperatura final de transformação martensítica

M_i - Temperatura de início da transformação martensítica

Mn - Manganês

Mo - Molibdênio

MPa - Megapascal

Ni - Níquel

°C - Graus Celsius

psi - Libra-força por polegada quadrada

Sb - Antimônio

Si - Silício

Sn - Estanho

TM - *Trademark*

Ta - Temperatura de austêmpera

T γ - Temperatura de austenitização

α - Ferrita

γ - Austenita não reagida ou de baixo carbono

γ_c - Austenita reagida de alto carbono

μm - Micrometro

√ - Superfície usinada

% - Percentual

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	18
2	OBJETIVOS	20
2.1	OBJETIVO GERAL.....	20
2.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	20
3	REVISÃO TEÓRICA	21
3.1	PRINCIPAIS TIPOS DE FERROS FUNDIDOS	21
3.2	SOLIDIFICAÇÃO DOS FERROS FUNDIDOS	23
3.3	FERRO FUNDIDO NODULAR.....	27
3.3.1	Tratamento de nodulização	29
3.3.2	Inoculação	30
3.3.3	Morfologia da grafita	31
3.4	FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO - ADI	32
3.5	FERROS FUNDIDOS COM CARBONETOS AUSTEMPERADOS - CADI.....	37
3.6	RESISTÊNCIA À ABRASÃO	41
3.7	TENACIDADE.....	46
3.8	TRATAMENTO TÉRMICO DE AUSTÊMPERA.....	48
3.8.1	Estágios de transformação durante a austêmpera	49
3.8.2	Influência da temperatura de austenitização	51
3.8.3	Influência do tempo de austenitização	52
3.8.4	Influência da velocidade de resfriamento	53
3.8.5	Influência da temperatura de austêmpera	54
3.8.6	Influência do tempo de austêmpera	57
3.8.7	Influência da composição química no tratamento de austêmpera	58
3.8.8	Segregações	59
4	METODOLOGIA	62
4.1	MATERIAIS E MÉTODOS	64
4.1.1	Moldagem dos corpos de prova	64
4.1.2	Fusão	65
4.1.3	Vazamento dos corpos de prova	67
4.1.4	Análises metalográficas das ligas brutas de fundição	70
4.1.5	Tratamento térmico de austêmpera	71

4.1.6	Análises metalográficas das ligas austemperadas	74
4.1.7	Ensaio de dureza	75
4.1.8	Ensaio de microdureza	75
4.1.9	Ensaio de abrasão	77
4.1.10	Ensaio de impacto	80
5	ANÁLISE ESTATÍSTICA	82
6	RESULTADOS E DISCUSSÃO	83
6.1	ANÁLISE QUÍMICA	83
6.2	CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS BRUTAS	84
6.2.1	Morfologia da grafita	84
6.2.2	Percentual de carbonetos	85
6.2.3	Resultados das análises microestruturais da matriz	86
6.2.4	Microdureza dos carbonetos	88
6.3	CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS AUSTEMPERADAS	92
6.3.1	Resultados das análises microestruturais da matriz	92
6.3.2	Microdureza da matriz	104
6.3.3	Dureza	108
6.3.4	Resistência à abrasão	113
6.3.5	Resistência ao impacto	122
7	CONCLUSÕES	128
8	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	130
	REFERÊNCIAS	131
	APÊNDICE A - Percentual de carbonetos nas amostras	135
	APÊNDICE B - Microdurezas dos carbonetos	136
	APÊNDICE C - Microdureza da matriz na Liga 1	137
	APÊNDICE D - Microdureza da matriz na Liga 2	138
	APÊNDICE E - Microdureza da matriz na Liga 3	139
	APÊNDICE F - Microdureza da matriz na Liga 4	140
	APÊNDICE G - Dureza na Liga 1	141
	APÊNDICE H - Dureza na Liga 2	142
	APÊNDICE I - Dureza na Liga 3	143
	APÊNDICE J - Dureza na Liga 4	144
	APÊNDICE K - Taxa de perda volumétrica na liga 1	145

APÊNDICE L - Taxa de perda volumétrica na liga 2	146
APÊNDICE M - Taxa de perda volumétrica na liga 3	147
APÊNDICE N - Taxa de perda volumétrica na liga 4	148
APÊNDICE O - Resistência ao impacto na liga 1	149
APÊNDICE P - Resistência ao impacto na liga 2	150
APÊNDICE Q - Resistência ao impacto na liga 3	151
APÊNDICE R - Resistência ao impacto na liga 4	152

1 INTRODUÇÃO

O ferro fundido nodular austemperado (ADI – *Austempered Ductile Iron*) tem aumentado sua participação em novos projetos nos últimos anos em substituição a ligas tais como o aço fundido e forjado, devido às suas notáveis propriedades mecânicas. O ADI oferece uma excelente flexibilidade de produção, alta resistência mecânica, alta tenacidade, uma boa resistência ao desgaste, além de uma considerável resistência à fadiga. Estas características são obtidas por meio de tratamento térmico de austêmpera em ligas de ferro fundido nodular de boa qualidade. O processo de austêmpera consiste no aquecimento e manutenção da temperatura até a completa austenitização da liga fundida, seguidos de um rápido resfriamento e manutenção da temperatura em patamar pré-definido, obtendo assim as propriedades mecânicas desejadas em função dos parâmetros de tratamento utilizados. Além das excelentes propriedades mecânicas, o ADI possui boas propriedades de resistência ao desgaste abrasivo, o que credencia sua utilização em diversos tipos de componentes para os segmentos agrícola, construção, mineração, industrial e outros.

Em aplicações onde o desgaste abrasivo tem um nível de severidade maior, a utilização de carbonetos na microestrutura em ferros fundidos austemperados (CADI – *Carbide Austempered Ductile Iron*) tem ganhado destaque em países como Estados Unidos e China, com o uso destas ligas em componentes de desgaste nas operações de plantio e colheita de importantes empresas globais do setor agrícola. Além da sua apreciável resistência à abrasão em face ao uso de carbonetos, o CADI tende a ter uma melhor tenacidade em comparação a ligas tradicionais de ferro branco, sendo uma alternativa de uso em situações onde se deseja aliar resistência à abrasão com moderado nível de tenacidade, com custos menores de produção.

Os carbonetos gerados ainda no processo de fundição têm papel fundamental no aumento da resistência ao desgaste abrasivo, mas tendem a reduzir a tenacidade da liga. Ademais, a presença de elementos formadores de carbonetos no material fundido, alteraram a cinética de transformação das fases em diferentes regiões do fundido, resultando na formação de microestruturas indesejáveis ao final do tratamento de austêmpera. Desta forma, dimensionar a quantidade adequada de carbonetos e os parâmetros de ciclo térmico de austêmpera para um determinado tipo de fundido, torna-se um grande desafio para os produtores de CADI.

No Brasil, os estudos sobre a utilização do CADI ainda são poucos, com grande limitação de informações técnicas e ausência de normativas. Em decorrência desta carência e das oportunidades para o uso do CADI em projetos de melhoria de eficácia e redução de custos em componentes utilizados para preparo de solo do segmento agrícola produzidos pela Fundição Batatais, o presente estudo procurou analisar o efeito da utilização de carbonetos eutéticos de cromo nas propriedades mecânicas e de abrasão das ligas atualmente produzidas pela empresa, através de variações dos ciclos térmicos no tratamento de austêmpera (tempo e temperatura), como importante fonte de informações para projetos de componentes em sua linha de produtos.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

Analisar mecanicamente as influências da quantidade de carbonetos de cromo, do tempo e da temperatura do tratamento térmico, em uma liga de ferro fundido nodular tratada termicamente pelo processo de austêmpera.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- a) Avaliar as alterações microestruturais após o tratamento de austêmpera no ferro nodular com carbonetos eutéticos por meio de alterações do ciclo térmico.
- b) Verificar os resultados da variação da quantidade de carbonetos e da alteração dos ciclos térmicos de austêmpera destas ligas na microdureza da matriz e dureza superficial.
- c) Analisar o efeito da variação da quantidade de carbonetos bem como das alterações do ciclo térmico de austêmpera na tenacidade e resistência ao desgaste abrasivo destas ligas.

3 REVISÃO TEÓRICA

3.1 PRINCIPAIS TIPOS DE FERROS FUNDIDOS

Os ferros fundidos constituem um grupo de ligas de grande importância, não só por suas características próprias com aplicações únicas, mas também por poderem após adição de elementos de liga e tratamentos térmicos, alcançarem resistências antes só alcançadas por determinadas ligas de aço (CHIAVERINI, 2005).

Segundo Santos e Branco (1977), as ligas de ferro fundido podem ser classificadas em:

a) Ferros fundidos cinzentos:

São ligas que possuem parte de seu carbono precipitado na forma de veios conforme Figura 1 (a). Devido a esta característica, esse material possui boas propriedades de amortecimento de vibrações e condutividade térmica. Aplicações típicas são polias, carcaças, discos de freio e componentes hidráulicos.

b) Ferros fundidos nodulares:

Diferente dos ferros fundidos cinzentos, os ferros fundidos nodulares possuem parte de seu carbono precipitado na forma de nódulos, o que confere grande ductilidade a este material. Aplicações típicas englobam eixos de comando de válvulas, garfos de transmissão, coletores de exaustão, turbos e suportes de freios. A Figura 1 (b) evidencia o formato em nódulos da grafita nestas ligas.

c) Ferros fundidos vermiculares:

Possuem uma forma intermediária de grafita entre os ferros fundidos cinzentos e nodulares, com propriedades intermediárias entre estes materiais. Suas principais aplicações são blocos de motores e coletores de exaustão. A Figura 1 (c) evidencia a forma em que a grafita se precipita nestas ligas.

d) Ferros fundidos maleáveis:

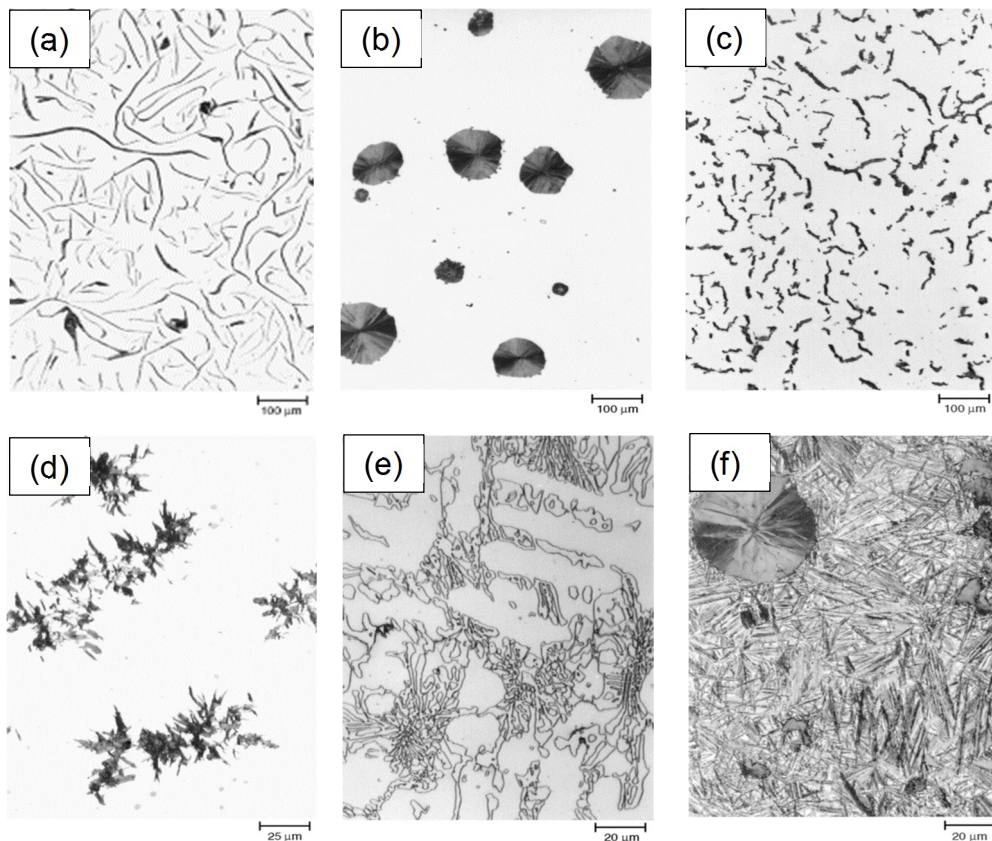
São ligas que se solidificam como ferros fundidos brancos e que são posteriormente submetidas ao tratamento térmico de maleabilização, onde os carbonetos são decompostos em grafita e austenita durante a etapa de transformação, formando os ferros maleáveis de núcleo preto ou são removidos parcialmente por oxidação, com a formação de alguma grafita, formando os ferros maleáveis de núcleo branco. Diversos ciclos de tratamento podem ser empregados

em função das propriedades mecânicas desejadas. A Figura 1 (d) evidencia o formato da grafita precipitada após o tratamento de maleabilização.

e) Ferros fundidos especiais:

São ligas nas quais são adicionados altos teores de elementos de liga ou mesmo ligas que sofrem algum tipo de tratamento térmico, para obtenção de determinadas propriedades mecânicas. Na Figura 1 (e) pode ser vista a micrografia de um ferro fundido branco alto cromo para aplicações em componentes que necessitam de alta resistência à abrasão. Na Figura 1 (f), é evidenciada a micrografia de um ferro nodular austemperado de alta resistência mecânica.

Figura 1 - Aspecto micrográfico das principais ligas de ferro fundido. (a): Ferro fundido cinzento sem ataque. (b): Ferro fundido nodular sem ataque. (c): Ferro fundido vermicular sem ataque. (d): Ferro fundido maleável sem ataque. (e): Ferro branco alta liga com carbonetos de cromo. (f): Ferro fundido austemperado - ADI



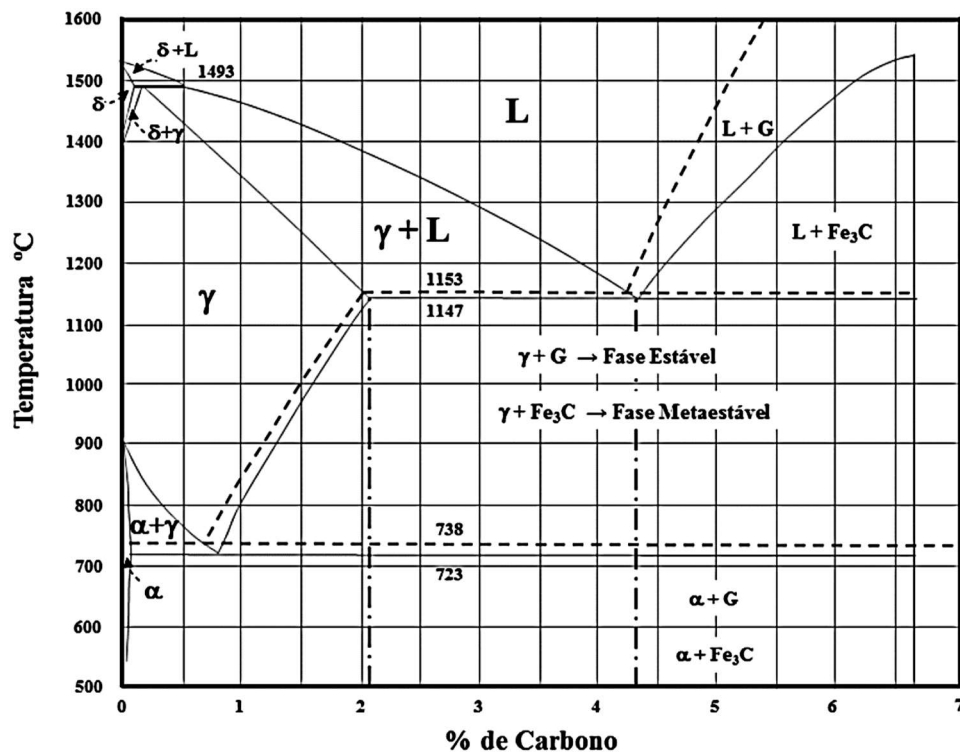
Fonte: Radzikowska, 2004

3.2 SOLIDIFICAÇÃO DOS FERROS FUNDIDOS

As ligas de ferro fundido são ligas cujo o teor de carbono é superior a 2,10% e que também possuem diversos outros elementos em sua composição. Uma ampla variedade de microestruturas e propriedades são possíveis de serem obtidas através do controle da composição química, adequadas condições de solidificação e apropriado tratamento térmico (CHIAVERINI, 2005).

O diagrama de equilíbrio Ferro-Carbono-Silício da Figura 2, é a ferramenta mais utilizada na metalurgia das ligas de ferro para determinar as transformações de fases, permitindo assim, o entendimento do que pode ocorrer em uma peça fundida desde o seu vazamento no molde até o resfriamento a temperatura ambiente. Nele, o eixo das abcissas é chamado de carbono equivalente (CE).

Figura 2 - Diagrama de equilíbrio ferro-carbono (eutético estável e metaestável)



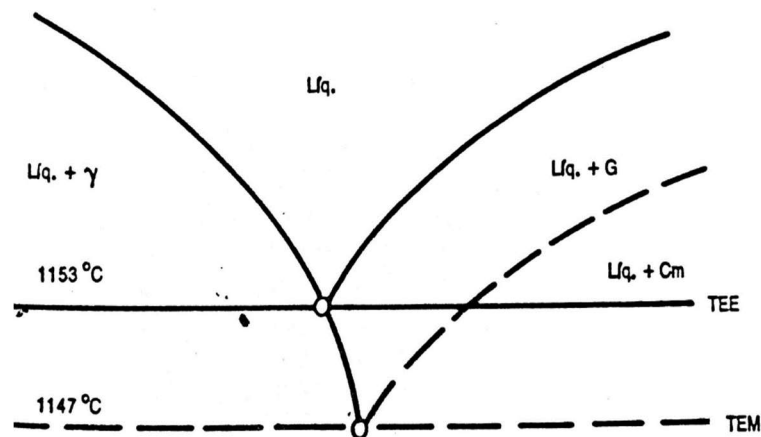
Fonte: ASM Handbook, v.15 apud Rosário, 2012

A Equação 1 (SANTOS; BRANCO, 1977) é utilizada para determinação do carbono equivalente (CE), que leva em consideração a presença de carbono (C), silício (Si) e fósforo (P):

$$\% \text{ CE} = \% \text{ C} + \frac{1}{3} \% \text{ Si} + \frac{1}{3} \% \text{ P} \quad (1)$$

O sistema Fe-C-Si, apresenta dois eutéticos provenientes da existência de dois equilíbrios: estável e metaestável, sendo que a diferença de temperatura entre o equilíbrio estável (TEE) e o metaestável (TEM) é de 6°C aproximadamente, conforme Figura 3. O eutético estável (linha contínua) é formado por austenita (γ) e grafita (G) e o metaestável (linha tracejada) por austenita (γ) e carbonetos (Fe_3C). Os carbonetos eutéticos são também chamados de cementita (Cm).

Figura 3 - Diferença entre equilíbrio estável e metaestável



Fonte: Santos e Branco, 1977

As ligas de ferro com teores de carbono equivalente menores que 4,3%, são denominadas de ligas hipoeutéticas. A solidificação destas ligas se dá pelo início da nucleação de dendritas de austenita (γ) em meio ao metal líquido, de acordo com a Figura 2. Conforme essa temperatura decresce, as dendritas aumentam de tamanho e quantidade, enriquecendo o líquido residual de carbono, através da rejeição deste pela austenita. Ao atingir a temperatura de solidificação, ocorre a reação eutética e dependendo das condições termodinâmicas, o líquido poderá se solidificar de acordo com o diagrama de equilíbrio estável a 1153°C (TEE), no qual o líquido se transforma

de forma simultânea em austenita e grafita ($\gamma + G$), ou de acordo com o diagrama de equilíbrio metaestável a 1147°C (TEM), no qual o líquido se transforma em austenita e carbonetos ($\gamma + Fe_3C$), encerrando a solidificação. O número de centros efetivos de nucleação de grafita entre as temperaturas do eutético estável e metaestável determinam, se a solidificação ocorrerá através do eutético estável, eutético metaestável ou em ambos. Cada agregado de grafita mais austenita ou carboneto mais austenita, é denominado célula eutética (RADZIKOWSKA, 2004). A célula eutética formada por austenita e carboneto é chamada de ledeburita (COLPAERT, 2008; NASCIMENTO; SANTANA, 2016). O número de centros efetivos de nucleação é determinado pela composição química base, tratamentos no metal base (superaquecimento e inoculação) e velocidade de resfriamento (GUESSER, 2009; SANTOS; BRANCO, 1977).

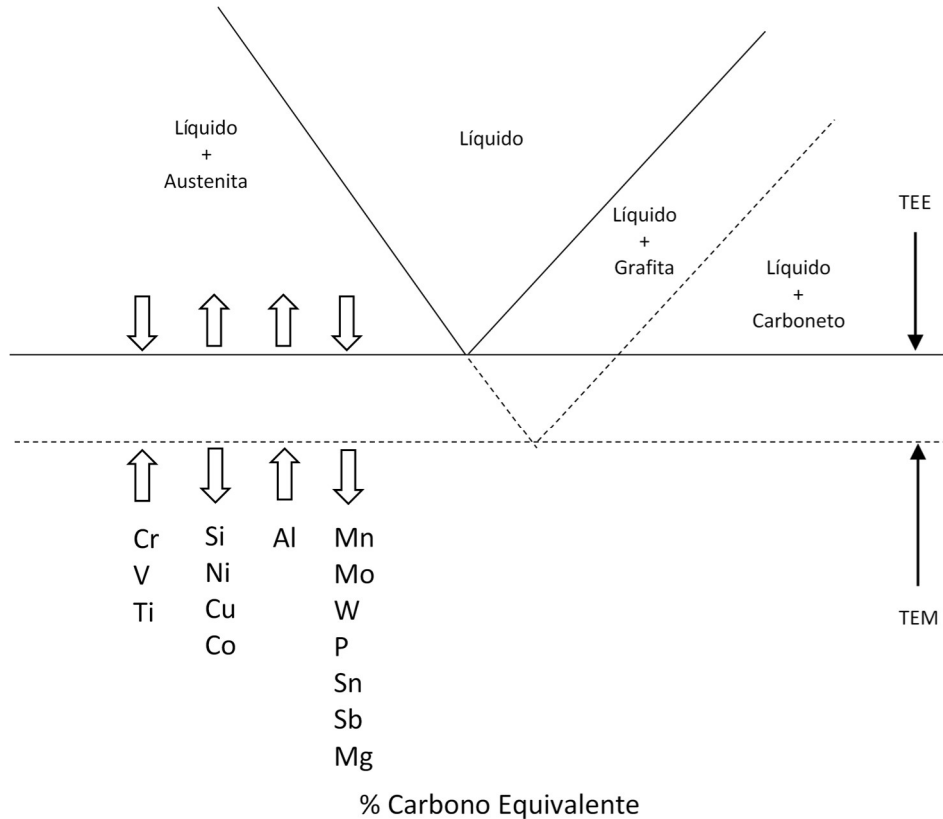
Nas ligas eutéticas com 4,3% de carbono equivalente, a solidificação a partir do líquido em condições de equilíbrio estável, dará origem ao eutético composto de austenita e grafita. Caso a solidificação ocorra em condições de equilíbrio metaestável, o eutético será composto de austenita e carbonetos (GUESSER, 2009; SANTOS; BRANCO, 1977).

Para as ligas com teores de carbono equivalente superiores a 4,3%, classificadas como hipereutéticas, a primeira fase a se formar no líquido dependerá também das condições de equilíbrio. Sob condição de equilíbrio estável, haverá a nucleação e crescimento de grafitas no meio líquido, também chamadas de grafitas primárias. Caso a condição de equilíbrio seja a metaestável, a formação de carbonetos primários ocorrerá no meio líquido. O processo de solidificação que se segue, é similar ao das ligas hipoeutéticas e eutéticas, com a formação das células eutéticas, austenita e grafita para o equilíbrio estável ou austenita e carbonetos para o equilíbrio metaestável (GUESSER, 2009; SANTOS; BRANCO, 1977).

Elementos denominados grafitizantes tem a propriedade de distanciar as temperaturas entre os eutéticos, tais como o silício, níquel e cobre, dando condições para que a reação eutética estável aconteça. Porém, outros elementos classificados como promovedores de carbonetos, tendem a tornar esta faixa entre as temperaturas menor, tais como o cromo, vanádio, molibdênio, manganês, tungstênio, titânio, podendo assim conduzir a uma reação eutética metaestável. A Figura 4 mostra a influência de diversos elementos de liga nas temperaturas dos eutéticos (LAIRD;

GUNDLACH; ROHRIG, 2000). Altas taxas de resfriamento do metal também podem conduzir a formação de cementsita (SANTOS; BRANCO, 1977; GUESSER, 2009).

Figura 4 - Influência dos elementos de liga nas temperaturas TEM e TEE



Fonte: Adaptado de Laird et al., 2000

Com a redução constante da temperatura após a solidificação, ocorre a diminuição do carbono dissolvido na austenita de forma gradativa, com a difusão deste carbono para os núcleos de grafita ou carbonetos já existentes. Esse processo de redução do carbono ocorre até que a solubilidade do carbono na austenita, alcance 0,7% aproximadamente, onde ocorrerá a reação eutetóide. A temperatura em que ocorre a reação eutetóide, também é conhecida como temperatura crítica, é de 738°C para reação eutetóide estável e de 723°C para a reação eutetóide metaestável (SANTOS; BRANCO, 1977; GUESSER, 2009).

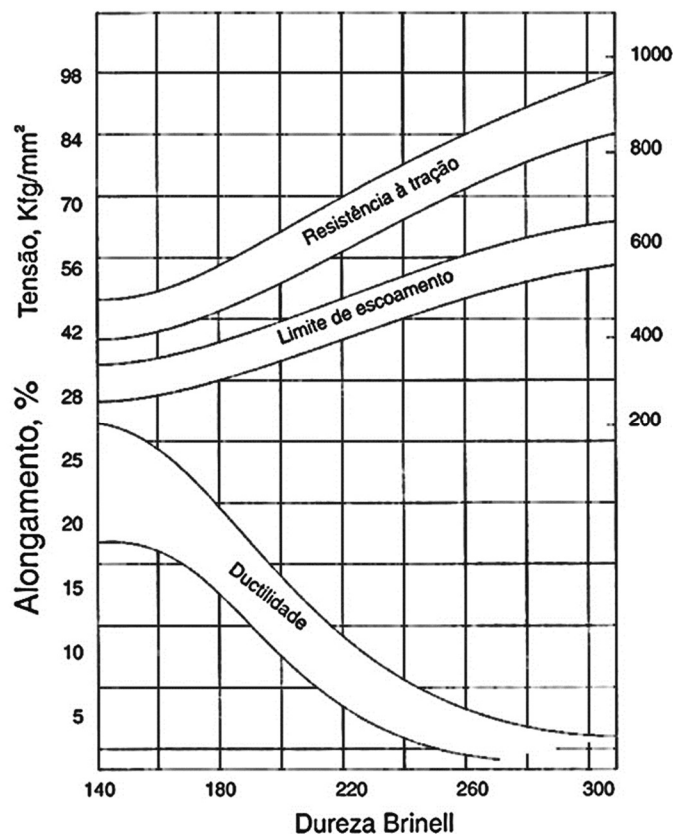
As fases formadas na reação eutetóide, dependerão da velocidade de resfriamento e do teor de elementos de liga presentes na liga. Na reação eutetóide estável, a austenita irá se transformar em ferrita + grafita ($\alpha + G$), através da difusão do carbono da austenita para as grafitas, criando um invólucro de ferrita em torno da

grafita. Na reação eutetóide metaestável, a austenita se transformará em ferrita + cementita ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$), com a difusão de carbono acontecendo apenas na austenita em frente às lamelas de ferrita em crescimento, em alta velocidade (GUESSER, 2009).

3.3 FERRO FUNDIDO NODULAR

O ferro fundido nodular caracteriza-se pela ductilidade, tenacidade e resistência mecânica. Seu limite de escoamento é mais elevado que no ferro fundido cinzento e certos tipos de aços. A versatilidade deste material é bastante evidente nas suas propriedades mecânicas, através de sua alta ductilidade ou mesmo devido à alta resistência. A Figura 5 evidencia algumas propriedades mecânicas das ligas de ferro fundido nodular (CHIAVERINI, 2005).

Figura 5 - Propriedades das ligas de ferro fundido nodular

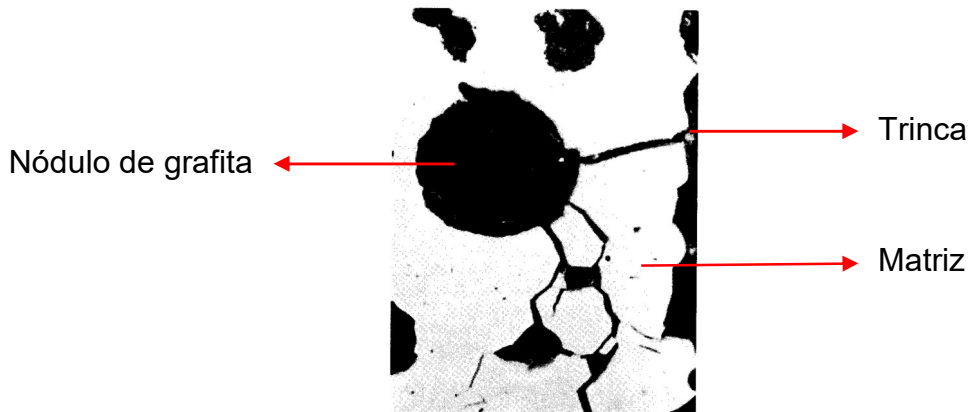


Fonte: Chiaverini, 2005

A grafita do ferro fundido nodular se apresenta na forma esferoidal sendo que este formato é o principal responsável pelo aumento de resistência e tenacidade do material quando comparado aos ferros fundidos cinzentos que possuem a grafita na

forma de veios. Diferente do que acontece com as grafitas de formato lamelar que concentram tensões em suas extremidades, as grafitas de formato esferoidal tendem a diminuir a concentração destas tensões, reduzindo a tendência de nucleação e de propagação de trincas, sendo que este processo tem grande dependência do tipo de matriz metálica no ferro fundido nodular. Na Figura 6 se verifica o final de uma trinca em um nódulo de grafita.

Figura 6 - Final da trinca em um nódulo de grafita



Fonte: Adaptado de Warda, 1990

Além da quantidade, tamanho e formato dos nódulos de grafita na estrutura, as propriedades mecânicas do ferro fundido nodular são determinadas também pelo tipo de matriz metálica, conforme alguns exemplos da Figura 7 (WARDA, 1990).

Figura 7 - Microestrutura e resistência à tração de vários tipos de nodular

Matriz							
Ferrítica Grade 5	Ferrítica Perlítica Grade 3	Perlítica Grade 1	Martensítica (com austenita retida)	Martensita Revenida	ADI Grade 1	ADI Grade 5	Austenítica
414 MPa	552 MPa	690 MPa	N.A.*	793 MPa	1050 MPa	1600 MPa	310 MPa
*Valor aproximado de tensão de ruptura de 600 MPa, duro e frágil. (Nota: os aumentos são diferentes)							

Fonte: Adaptado de Warda, 1990

Em geral o ferro fundido nodular é produzido em forno de fusão por indução a partir de matérias primas como ferro gusa, sucata de aço, retornos e ferro ligas. A adição de ferro ligas como cobre, manganês, estanho, níquel e molibdênio para as classes de alta resistência, são feitas no próprio forno e/ou panela de vazamento. Muitas peças podem ser empregadas no estado bruto de fundição, porém dependendo das características mecânicas necessárias ao componente, se faz necessário o emprego de operações de tratamento térmico, sendo os principais tratamentos: alívio de tensão, recozimento, normalização, têmpera/revenido e austêmpera.

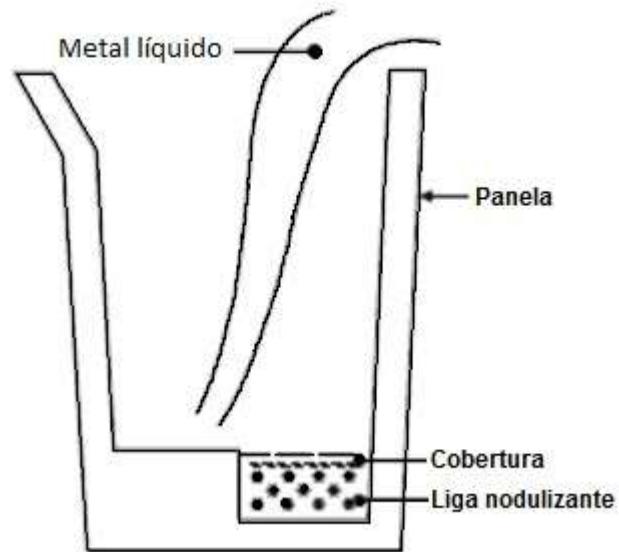
3.3.1 Tratamento de nodulização

Diversos estudos mostram que a adição de elementos desoxidantes e dessulfurantes em ligas de ferro fundido, aumentam a tensão superficial destas ligas devido a remoção de enxofre e oxigênio, alterando assim o plano de crescimento da grafita, favorecendo o crescimento da grafita de formato esférico (GUESSER, 2009).

Para a obtenção da grafita com o formato esferoidal, se faz necessário o tratamento de nodulização, que se caracteriza pela adição de forma controlada no metal líquido de determinados elementos desoxidantes e dessulfurantes tais como o magnésio. Eles têm a função de garantir a nodularidade da grafita e balancear o efeito de elementos deletérios causadores da degeneração da grafita, tais como o antimônio, chumbo, titânio, telúrio, bismuto e zircônio (CHIAVERINI, 2005).

Na forma mais usual de processamento, a liga nodulizante é colocada no fundo da panela de tratamento como mostrado na Figura 8. O metal líquido base é vertido sobre esta liga nodulizante, ocorrendo assim uma reação de forma violenta, sendo o magnésio vaporizado durante esta reação. O magnésio então irá atravessar o metal líquido e provocar a formação de grafita esferoidal durante a solidificação do ferro fundido nodular. Após a reação da liga nodulizante, o magnésio residual contido no metal líquido começa a se oxidar de forma contínua com o passar do tempo, podendo afetar a estrutura e o formato da grafita, prejudicando as propriedades da liga metálica caso este tempo ultrapasse o tempo de *fading* da liga nodulizante (perda do efeito do tratamento com o tempo no metal líquido). Portanto, o controle do tempo entre o tratamento e vazamento se faz necessário para garantir uma boa morfologia das grafitas (BROWN, 2000).

Figura 8 - Processo de nodulização típico



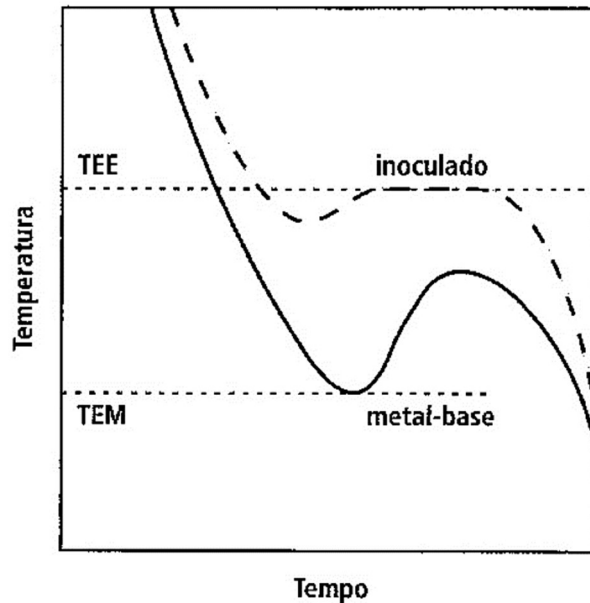
Fonte: Adaptado de Foseco Ferrous Foundryman's Handbook, 2000

3.3.2 Inoculação

O número de núcleos existentes no banho metálico responsáveis pelo crescimento das células eutéticas está relacionado à composição química, velocidade de resfriamento e tratamentos no metal líquido.

A inoculação é um tratamento realizado no metal líquido que tem o objetivo de aumentar o volume de substratos capazes de nuclear as células eutéticas. Consiste na adição de ferro ligas no banho metálico momentos antes do vazamento. Estes inoculantes são ricos em elementos capazes de promover a formação de núcleos no metal líquido, diminuindo a tendência à solidificação da liga no equilíbrio metaestável com a formação de carbonetos. A Figura 9, mostra curvas típicas de análise térmica mostrando o efeito da inoculação sobre o ferro base não inoculado, onde a inoculação afasta a solidificação da temperatura de equilíbrio metaestável (TEM), evitando a formação de carbonetos (GUESSER, 2009).

Figura 9 - Curvas de análise térmica de ferros fundidos com e sem inoculação



Fonte: Kanno et al., 2006 apud Guessser, 2009

Os elementos mais comuns aplicados aos inoculantes são o silício, cálcio, bário, alumínio, zircônio e manganês.

A inoculação afeta diretamente as propriedades mecânicas do ferro fundido nodular pelo aumento do número de nódulos de grafita e melhor distribuição destes nódulos, mesmo em seções de geometria variada.

3.3.3 Morfologia da grafita

A grafita esferoidal (tipos I e II) caracteriza o ferro fundido nodular. Denomina-se tipo I, a grafita na forma esferoidal apresentando o contorno circular. O tipo II refere-se à grafita esferoidal com certo grau de irregularidade. Essa característica do nódulo é chamada de grau de esferoidização ou grau de nodularidade que varia de 0 a 100%, ou seja, um nódulo perfeito tem um grau de nodularidade equivalente a 100% (MULLINS, 2003 apud SILVA, 2005). A grafita no ferro fundido nodular, deve ser a mais esférica possível, já que as irregularidades da grafita aumentam a concentração de tensão, reduzindo a resistência de uma forma geral (TRUDEL et al., 1997 apud MATTAR JUNIOR, 2009).

No que se refere a forma de grafita nos ferros fundidos nodulares, ainda podem ocorrer outros tipos com formatos irregulares tais como o tipo explosiva, vermicular e lamelar. A ocorrência destes formatos irregulares de grafita sempre causam perda das

propriedades mecânicas, sendo tanto maior quanto maior a quantidade de grafitas irregulares e tanto mais intensa quanto maior for o efeito de entalhe (SANTOS, 1996).

Nos ferros fundidos nodulares, o número de nódulos é definido como o número de partículas de grafita por unidade de área e depende da composição química, inoculação e condições de resfriamento. A terminologia usualmente utilizada é número de nódulos/mm² examinados em uma superfície polida ao microscópio com ampliação de 100 vezes. O número de nódulos/mm² também influencia nas propriedades mecânicas do ferro nodular. Geralmente uma alta contagem de nódulos conduz a uma microestrutura refinada com nódulos menores, reduzindo as segregações de elementos formadores de carbonetos nos contornos de células, melhorando fortemente as propriedades mecânicas da liga (WARDA, 1990).

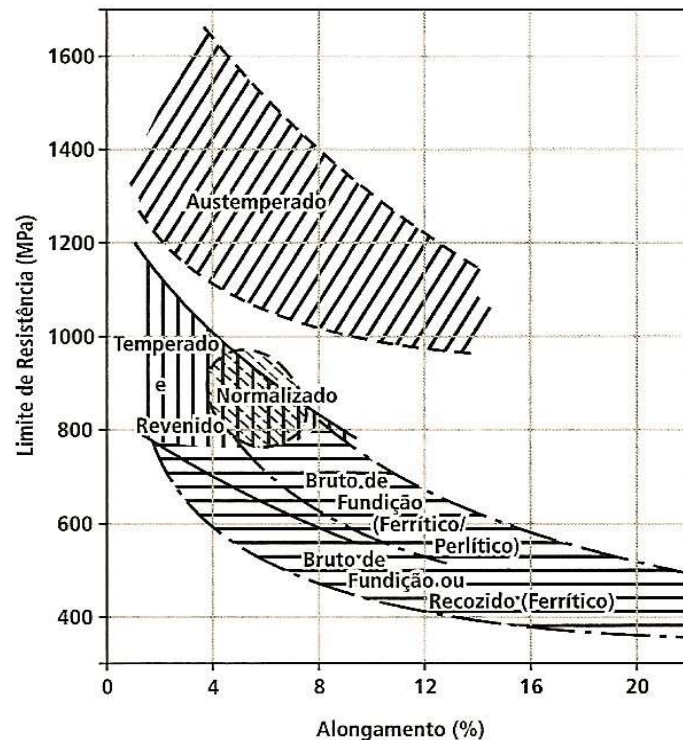
3.4 FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO - ADI

As ligas de ADI são ligas de ferro obtidas a partir de um ferro fundido nodular de boa qualidade, tratadas termicamente através do processo de austêmpera, que oferecem uma ampla combinação de propriedades de resistência mecânica, usinabilidade, resistência ao desgaste, boa resistência a fadiga a um custo baixo.

As aplicações para as ligas de ADI são variadas e crescentes tais como engrenagens para motores diesel, peças de suspensão de caminhões, dentes de carregadeiras, placas de desgaste, eixo de comando de válvulas de motores, ferramentas de penetração de solo para plantadeiras, dentre outras (WARDA, 1990).

A Figura 10 traz um comparativo entre várias classes de ferro nodular e ADI. Uma ampla faixa de propriedades pode ser obtida através das variáveis de tratamento térmico para um mesmo fundido, fornecendo alongamentos da faixa de 8% a 15% para limites de resistência a tração da ordem de 1000 MPa. Para as classes com resistência da ordem de 1600 MPa, alongamentos na faixa de 1% a 4% podem ser obtidos (GUESSER, 2009).

Figura 10 - Comparativo de propriedades mecânicas entre ADI e ferro nodular



Fonte: Guessser, 2009

Suas propriedades mecânicas são determinadas pela matriz metálica. Na literatura, a microestrutura da matriz obtida após o processo de austêmpera tem sido chamada de bainita por muitos autores e de ausferrita por outros (BENAM, 2015; GUESSER, 2009; KOVACS, 1990). O presente estudo usará o termo ausferrita baseado na literatura utilizada no desenvolvimento deste.

De acordo com Kovacs (1994), as principais fases microestruturais que podem se formar durante o tratamento de austêmpera são as seguintes:

a) Austenita não reagida:

Esta austenita é proveniente da etapa de austenitização. O seu teor de carbono não foi alterado durante a etapa de austêmpera, podendo conter entre 0,8% a 1,1% de carbono. Sua formação depende da composição química do fundido e da temperatura de austenitização.

b) Austenita reagida e instável:

Austenita formada antes da janela de tempo do processo no tratamento de austêmpera, que teve seu teor de carbono aumentado significativamente durante o tratamento, com teores variando entre 1,2% a 1,6%. Nesta faixa de carbono, a

austenita é instável termicamente e mecanicamente, podendo se transformar em martensita com um resfriamento rápido após a austêmpera ou mesmo após sofrer alguma deformação plástica na temperatura ambiente.

c) Austenita reagida estável:

Austenita formada dentro da janela de tempo do tratamento de austêmpera, em que seu teor de carbono foi aumentado até alcançar 2%. Devido a este teor de carbono, esta austenita se torna termicamente e mecanicamente estável.

d) Ferrita acicular:

Faz parte da matriz ausferrítica final desejada no ADI. É formada pela difusão do carbono para a austenita durante o tratamento de austêmpera.

e) Ausferrita:

Estrutura composta de ferrita acicular e austenita estável de alto teor em carbono.

f) Ferrita pro-eutetóide:

Ferrita resultante de baixa temperatura de austenitização, podendo ser formada em locais de alta concentração de silício e próximo à grafitas.

g) Perlita:

Perlita é prejudicial ao material, pois reduz as propriedades de resistência mecânica e ductilidade. Geralmente ocorre quando a velocidade de resfriamento de austêmpera não está adequada à espessura do material, sendo necessário ajustes na composição química para aumento da austemperabilidade ou melhorias no processo de resfriamento.

h) Martensita:

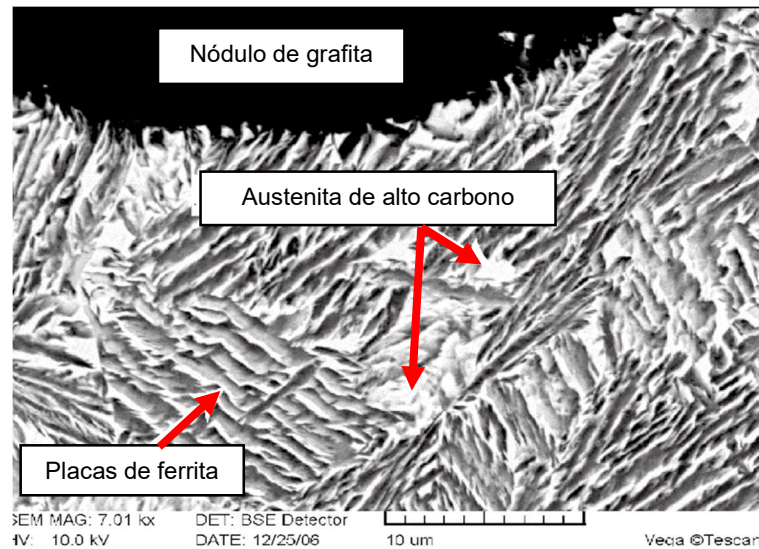
Há dois tipos de martensita na matriz austemperada. Se a martensita se forma imediatamente após o resfriamento antes da austêmpera se completar, esta martensita será revenida durante a etapa de austêmpera e sua dureza será reduzida. Caso esta martensita seja formada por austenita instável gerada na austêmpera, ela pode através de deformação plástica ou por resfriamento rápido da peça, ter elevada dureza.

i) Bainita:

Microestrutura formada por ferrita (α) e carbonetos finos dispersos.

A Figura 11 evidencia a estrutura ausferrítica, composta por ferrita acicular (α) e austenita de alto carbono (γ_C).

Figura 11 - Microestrutura da matriz ausferrita



Fonte: Adaptado de Benam, 2015

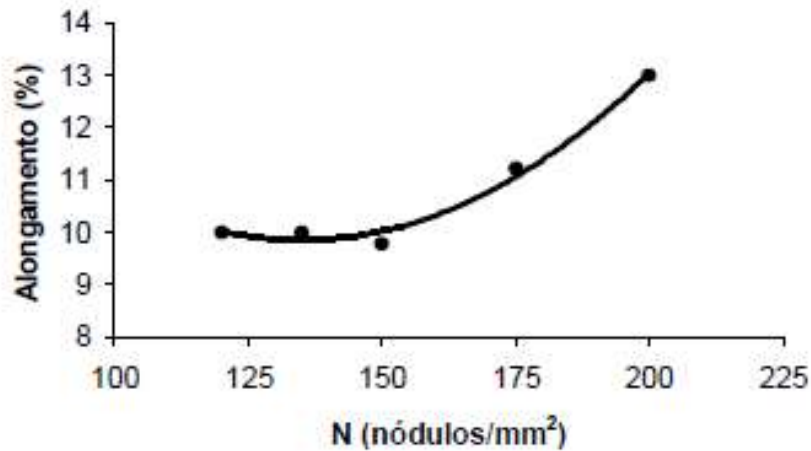
Os efeitos da morfologia da grafita (tamanho e distribuição) nas propriedades mecânicas do nodular austemperado são os mesmos para o nodular convencional. À medida que se aumenta o número de nódulos de grafita, maior é o alongamento para um ferro nodular austemperado com poucas segregações ou defeitos internos, conforme demonstra a Figura 12. São indicadas as seguintes condições mínimas para a morfologia da grafita para peças que serão submetidas ao processo de austêmpera (CARMO; DIAS, 2001):

- a) Número de nódulos/mm² = 150;
- b) Grau de esferoidização = 85%.

Para peças com até 25 mm de espessura, as recomendações são:

- a) Número de nódulos/mm² > 150;
- b) Grau de esferoidização > 95%.

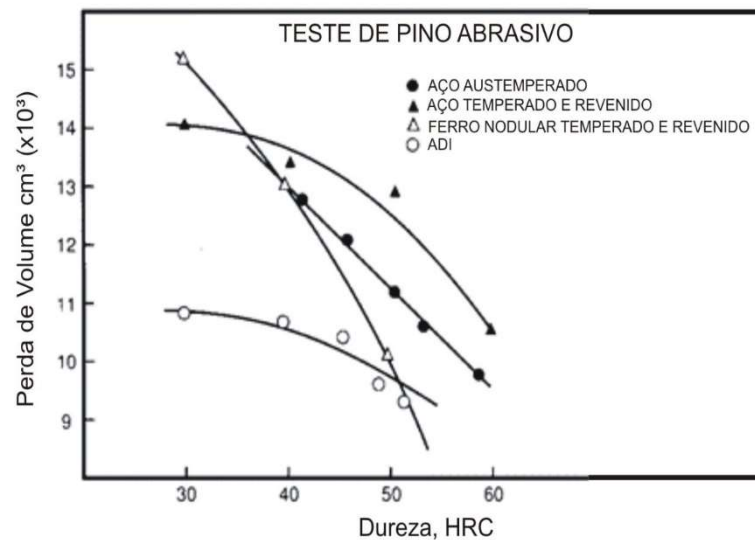
Figura 12 - Efeito do número de nódulos no alongamento em ligas de ADI



Fonte: Defoirdt, 1995 apud Carmo e Dias, 2001

As ligas de ADI oferecem uma resistência à abrasão superior quando comparadas a algumas ligas tradicionais como mostra a Figura 13, para uma ampla faixa de durezas, combinando resistência mecânica, ductilidade e resistência à abrasão.

Figura 13 - Resistência à abrasão do ADI



Fonte: Adaptado de Warda, 1990

A resistência ao desgaste do ADI é maximizada quando se tem baixas temperaturas de austêmpera (235°C a 250°C), com durezas podendo chegar a

550HB. Quando a temperatura de austêmpera é aumentada, a dureza cai e a resistência ao desgaste também, mas em menor grau do que em outras ligas (CARMO; DIAS, 2001). Este fato pode estar relacionado com a transformação de austenita de baixo carbono não reagida no tratamento de austêmpera em martensita, ocasionada pela deformação plástica do material na superfície sob desgaste pelo mecanismo de *Sitram* (*strain induced transformation of austenite in martensite*), resultando em aumento significativo de dureza local (WARDA, 1990). Esta característica de aumento de dureza, pode se tornar uma grande vantagem, pois se tem uma camada de elevada dureza, resistente ao atrito e renovável (CARMO; DIAS, 2001).

3.5 FERROS FUNDIDOS COM CARBONETOS AUSTEMPERADOS - CADI

As ligas de CADI descrevem uma nova família de ferros fundidos austemperados para uso em situações em que é necessária uma boa resistência ao desgaste com algum nível de tenacidade.

As ligas de CADI, tem ganhado destaque no mercado devido à combinação de excelente resistência a abrasão com boa resistência ao impacto, podendo alcançar maior resistência a abrasão e maior tenacidade quando comparadas a algumas ligas de ferro branco. Tais características são obtidas através de uma matriz ausferrítica com o emprego de carbonetos de elevada dureza (LAINO; DOMMARCO; SIKORA, 2006).

As propriedades mecânicas de impacto, desgaste e dureza são afetadas pelo volume de carbonetos na estrutura, pelo grau de refino da ausferrita bem como por outros componentes da matriz, obtidos nos processos de fundição e tratamento de austêmpera (HAYRYNEN; BRANDENBERG, 2003).

Com relação às propriedades mecânicas quando comparadas com ligas de ADI, existe uma expectativa da queda das mesmas com o emprego de carbonetos em ligas de CADI, já que a presença de carbonetos é uma fonte geradora de trincas (PIMENTEL; GUESSER, 2017).

Segundo Hayrymen et al. (2003), as aplicações das ligas de CADI são ainda limitadas. As principais aplicações têm sido em equipamentos agrícolas de grandes empresas do setor, tais como colheitadeiras, enfardadeiras e em peças de plantadeiras, como é o caso das ponteiros de penetração de solo utilizadas em

subsolagem e plantio (Figura 14). Outras áreas que possuem um enorme potencial são:

a) Ferroviário:

Componentes de suspensão e placas de desgaste do vagão.

b) Construção e mineração:

As aplicações potenciais incluem dentes e escarificadores de escavadeiras, cortadores, moinho de martelos, protetores, tampas, calhas, placas, caixas, tubos de transporte e cotovelos.

c) Automobilística:

Eixo de comando de válvulas.

d) Geral:

Aplicações industriais podem incluir componentes de bombas, placas de desgaste para máquinas de jateamento, peças de desgaste de transportadores, trilhos deslizantes e rolos.

Figura 14 - Ponteira de subsolagem agrícola em CADI



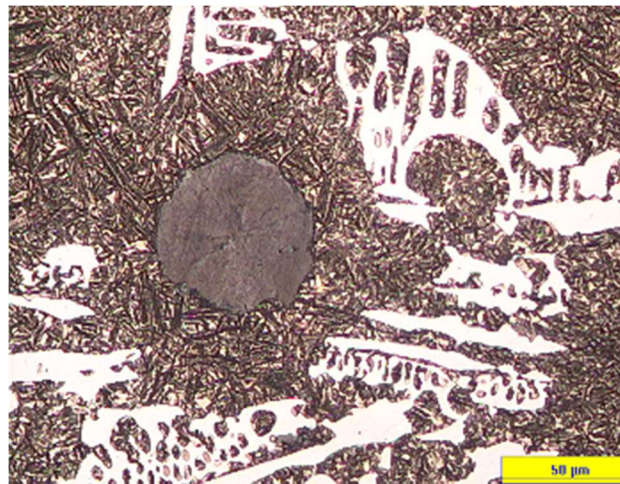
Fonte: Do autor, 2020

Diversos métodos podem ser empregados para gerar carbonetos nas ligas de CADI. Um dos métodos mais comuns de obtenção é através do controle de composição química da liga fundida. O emprego na composição química de elementos estabilizadores de carbonetos tais como cromo e o molibdênio e/ou outros, balanceados em função da velocidade de resfriamento, irão gerar uma determinada quantidade de carbonetos na liga (HAYRYNEN; KEOUGH, 2000). Os carbonetos de cromo e molibdênio formados na matriz metálica, são muito estáveis e tendem a

manter seus volumes após o tratamento de austêmpera (HAYRYNEN; BRANDENBERG, 2003).

Na Figura 15, pode ser observado a microestrutura de uma liga de CADI austenitizada a 900°C durante 2 horas e posteriormente austemperada a 371°C por 2 horas, produzida com o uso de cromo e molibdênio, onde é possível observar a matriz ausferrítica, as grafitas e os carbonetos.

Figura 15 - Microestrutura típica de uma liga de CADI



Fonte: Hayrynen e Brandenburg, 2003

Quanto menor for a taxa de resfriamento da liga, maior a probabilidade dos efeitos de segregação de elementos formadores de carbonetos em zonas que se solidificam por último, o que pode levar a uma variação grande no tamanho e composição química dos carbonetos, impactando diretamente nas propriedades mecânicas e de abrasão (LAINO; DOMMARCO; SIKORA, 2006). Outra desvantagem do método seria a grande dificuldade de se manter o volume de carbonetos em seções de massa térmica variada em uma mesma peça, pois as velocidades de resfriamento sendo diferentes nestas seções, irão gerar quantidades de carbonetos diferentes, sendo também influenciadas pelo balanço de elementos grafitizantes tais como o carbono e silício. Há de se citar também, a menor propensão a nucleação de grafita no material, o que irá exigir mais alimentação de metal líquido para a peça com alimentadores durante a contração líquida, reduzindo assim o risco de formação de rechupes (HAYRYNEN; BRANDENBERG, 2003).

Outra técnica utilizada para promover a formação de carbonetos em uma liga de ferro fundido nodular, seria o uso de ligas hipoeutéticas com alguns controles durante o tratamento de inoculação, gerando assim carbonetos sem o uso de elementos estabilizadores. Esta técnica tem como desvantagem além das diferenças nas quantidades de carbonetos em regiões de diferentes massas térmicas, o problema da dissolução de parte destes carbonetos durante a fase de austenitização, por serem pouco estáveis (PIMENTEL; GUESSER, 2017).

Outra alternativa de obtenção de carbonetos na peça é através do uso de resfriadores metálicos de alta condutividade térmica inseridos na parede do molde, que aceleram a velocidade de solidificação e resfriamento, gerando carbonetos perpendiculares ao corpo da peça em direção ao seu centro. Podem ocorrer os mesmos problemas relatados quanto a baixa estabilidade dos carbonetos durante o processo de austêmpera além de grandes diferenças nas quantidades de carbonetos nas diferentes seções da peça (HAYRYNEN; BRANDENBERG, 2003). Outra desvantagem deste método é que a camada de carbonetos formada é finita. Ela se forma a partir da superfície devido às altas taxas de resfriamento propiciadas pelos resfriadores e vai reduzindo à medida que a solidificação vai se processando em direção ao núcleo do componente onde as taxas de extração de calor são mais lentas, reduzindo a resistência à abrasão nestas regiões sem carbonetos (LAIRD; GUNDLACH; ROHRIG, 2000).

A inserção de carbonetos sólidos na cavidade do molde é também uma opção para a produção de CADI. Trata-se de uma tecnologia patenteada que consiste na inserção de determinados tipos de carbonetos moídos ou plaquetas de carbonetos dentro do molde em locais estratégicos. Assim que o metal é vazado dentro do molde, os carbonetos sólidos são incorporados, formando uma espécie de compósito. Este método permite o aumento da resistência ao desgaste em regiões isoladas do componente, deixando o restante do componente com as propriedades mecânicas típicas do ADI (HAYRYNEN; BRANDENBERG, 2003).

A aplicação de carbonetos nas faces externas do fundido com solda, também é uma das possibilidades de fabricação para o CADI. Este processo consiste em soldar em uma dada região da peça onde se queira aumentar a resistência ao desgaste, carbonetos sólidos. Após a soldagem, estas peças são então submetidas

ao processo de austêmpera, onde toda a zona afetada pela solda, se torna ausferritizada, como no restante da peça (HAYRYNEN; BRANDENBERG, 2003).

3.6 RESISTÊNCIA À ABRASÃO

A abrasão é uma forma de desgaste na qual se tem a ação de partículas duras contra uma superfície, levando à concentração de tensão com deformação plástica, gerando perda de material da superfície atritada. De acordo com Laird et al. (2000), dependendo da força aplicada na superfície, os desgastes abrasivos podem ser classificados da seguinte forma:

a) *Low stress*:

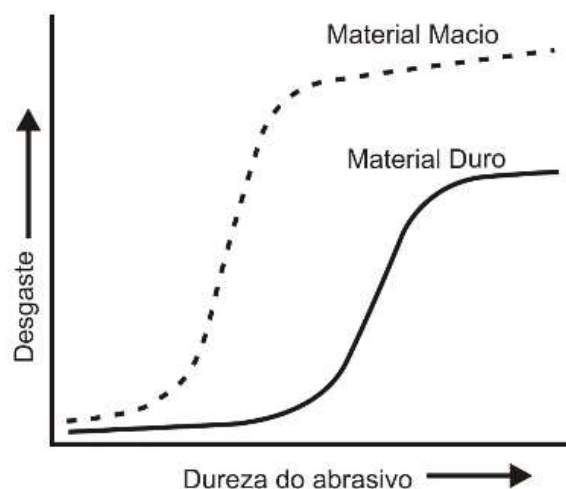
Quando a força aplicada pelo abrasivo não é suficiente para quebrar a própria partícula abrasiva ou mesmo penetrar na superfície atritada, produzindo assim finos sulcos nesta superfície.

b) *High stress*:

Quando a força exercida pelo abrasivo contra a superfície faz com que este abrasivo penetre na superfície, gerando altas taxas de desgaste e deformação do componente, associado muitas vezes à fratura do abrasivo.

Freqüentemente, uma maior resistência à abrasão é associada a maior dureza do material exposto ao processo de abrasão. A Figura 16 mostra a relação entre a dureza do abrasivo, dureza do metal e a taxa de desgaste abrasivo.

Figura 16 - Taxas de desgaste e dureza



Fonte: Adaptado de Laird et al., 2000

Com o aumento da dureza do abrasivo, a taxa de desgaste pode aumentar para um mesmo material, devido ao aumento da razão entre a dureza do abrasivo e dureza do material desgastado. O aumento das taxas de desgaste aumentam para materiais de única fase quando a dureza do material abrasivo é igual ou maior que do material desgastado. Para materiais multifases, com carbonetos duros engastados em uma matriz mais macia, o processo de desgaste se inicia quando a dureza do abrasivo se torna maior que a dureza da matriz e do carboneto engastado nela. No entanto, mesmo onde a dureza do abrasivo for menor que dos carbonetos em um material multifases, as taxas de desgaste podem ser muito altas caso os carbonetos sejam destacados do material durante o processo de desgaste (GAHR, 1998).

Nem sempre a resistência a abrasão é definida em função da dureza e muitos sistemas abrasivos irão depender da interação entre diversas propriedades e características do sistema tribológico tais como capacidade de deformação do material, tenacidade à fratura, resistência à trincas, resistência à corrosão, dureza e formato do abrasivo, ângulo de ataque e velocidade do abrasivo (GAHR, 1998; LAIRD; GUNDLACH; ROHRIG, 2000).

Para melhor entendimento da interação entre as partículas abrasivas e as superfícies de desgaste, Gahr (1998), cita os seguintes modelos de interação (Figura 17):

a) Microcorte:

Remoção do material da superfície pelo corte puro do abrasivo contra a superfície, geralmente acontece em materiais dúcteis.

b) Microsulcamento:

O material forma uma espécie de proa a frente do abrasivo, sendo deslocado para os lados, sem a perda de material. Este mecanismo geralmente é visto em materiais dúcteis.

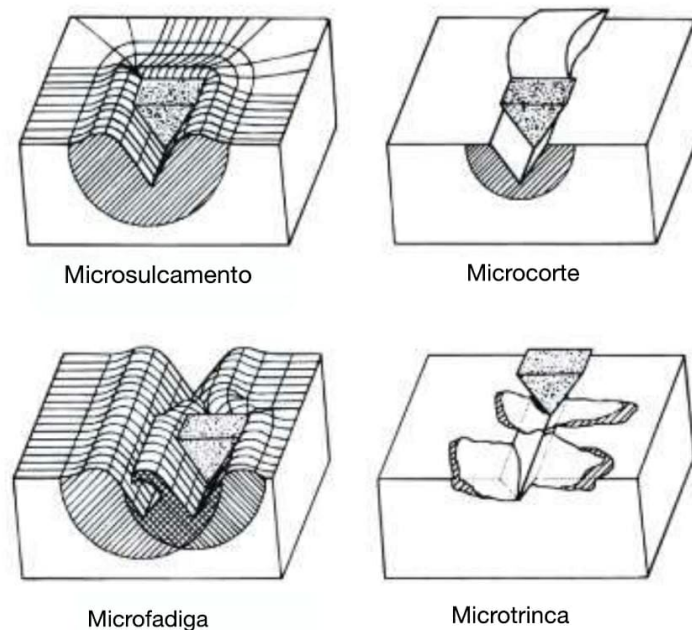
c) Microfadiga:

Quebra das bordas laterais geradas no microsulcamento por fadiga devido à ação constante do abrasivo.

d) Microtrincamento:

Quebra e destacamento do material por tensões elevadas, geralmente em superfícies de materiais de dureza elevada.

Figura 17 - Modelos de micromecanismos de desgaste



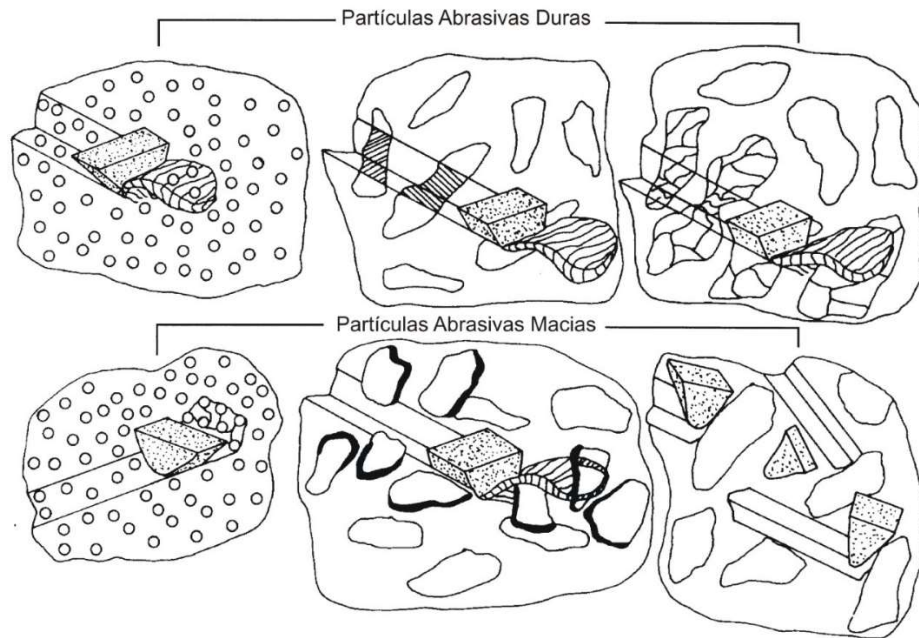
Fonte: Adaptado de Gahr, 1998

Em materiais nos quais os mecanismos de microcorte atuam, apenas uma parte da energia é gasta neste processo, sendo que a outra parte é gasta na deformação superficial e subsuperficial do material, onde a deformação passa a ser um fator importante na redução das taxas de desgaste pois ela reduz a energia que seria gasta no mecanismo de microcorte, sendo que quanto menos um material se deforma, mais o mecanismo de microcorte atua. A taxa de desgaste abrasivo é fortemente influenciada pela capacidade de deformação do material. Materiais que se deformam pouco e portanto tem alta tendência de encruamento, são mais sujeitos ao microcorte e tendem a desgastes abrasivos maiores (GAHR, 1998; MELO; CARMO, 2001).

A Figura 18 traz uma referência a interações possíveis entre o abrasivo e as partículas duras de uma liga metálica. Partículas abrasivas de alta dureza podem facilmente destacar pequenos carbonetos da matriz metálica ou mesmo cortá-los e/ou ocasionar sua quebra e destacamento. Quando se tem partículas abrasivas de menor dureza, pode ocorrer o destacamento dos carbonetos da matriz metálica ou o desprendimento destes da matriz caso os carbonetos forem muito pequenos em relação ao abrasivo ou se a matriz metálica não engastar esses carbonetos perfeitamente. Carbonetos mal engastados em uma matriz metálica são facilmente

extraídos desta ao passo que carbonetos bem engastados na matriz metálica podem interromper a ação da partícula abrasiva (GAHR, 1998).

Figura 18 - Interação entre partícula abrasiva e segunda fase

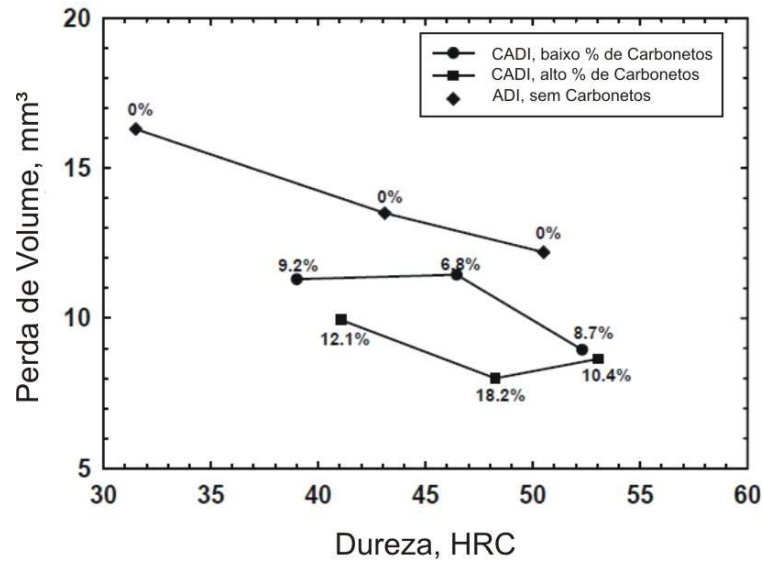


Fonte: Adaptado de Gahr, 1998

O incremento de resistência a abrasão pode ser melhorado nos ferros fundidos com a inserção de carbonetos, onde a efetividade desta ação está ligada à capacidade da matriz metálica de evitar o desprendimento destes carbonetos durante o uso (VATAVUK, 2003 apud ISRAEL, 2005).

Hayrynen e Brandenberg (2003), realizaram testes pelo método da roda de borracha molhada de acordo com a norma ASTM A165 - 89, em amostras de CADI produzidas com cromo e molibdênio, com variações na quantidade de carbonetos contra amostras de ligas de ADI sem carbonetos. Constata-se que as ligas de ADI estudadas possuem uma dependência do aumento de dureza para aumento da resistência a abrasão de forma mais linear quando comparadas com as ligas de CADI. Nas ligas de CADI, ocorreu o aumento da resistência a abrasão com o aumento da quantidade de carbonetos para um mesmo nível de dureza entre as duas ligas com carbonetos do estudo, conforme Figura 19.

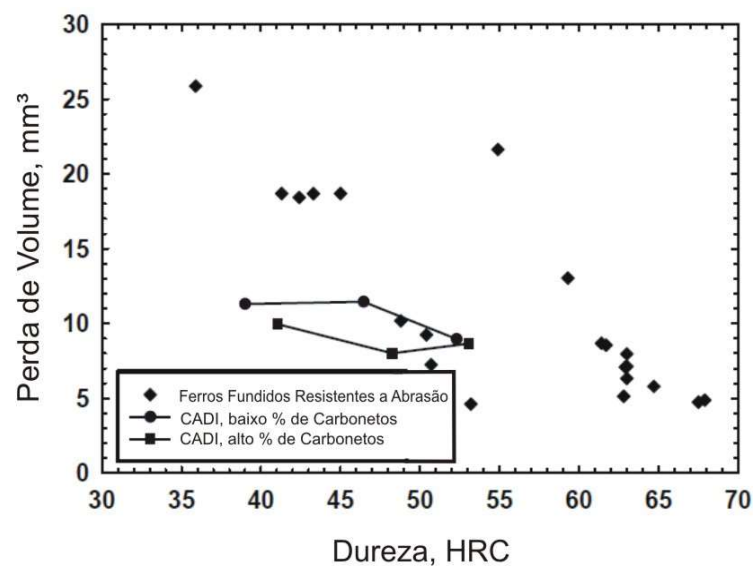
Figura 19 - Resistências à abrasão para ADI e CADI



Fonte: Adaptado de Hayrynen e Brandenburg, 2003

Os mesmos autores também fizeram uma comparação do método em roda de borracha molhada em ligas de CADI contra diversas ligas de ferro branco e constataram um desempenho melhor da resistência à abrasão desta liga quando comparada a ligas de ferro branco perlíticas. A partir de determinados níveis de dureza da ordem de 50HRC, foi constatado que as ligas de CADI tem desempenho similar a alguns ferros brancos ligados ao cromo austeníticos de dureza similar, vide Figura 20.

Figura 20 - Resistências à abrasão para CADI e ferros brancos



Fonte: Adaptado de Hayrynen e Brandenburg, 2003

Em relação ao método do teste a abrasão com o uso da roda de borracha molhada, a força empregada no ensaio é insuficiente para promover a transformação da austenita em martensita, o que aumenta a taxa de desgaste da amostra quando comparado ao método de pino abrasivo (HAYRYNEN; BRANDENBERG, 2003).

3.7 TENACIDADE

Quando um material é submetido a um impacto súbito e intenso, com uma taxa de deformação extremamente elevada, ele pode se comportar de modo bem mais frágil do que em um ensaio de tração. A tenacidade de um material é a capacidade do material em resistir a um impacto. O ensaio de impacto avalia a fragilidade de um material sob altas taxas de deformação. Em materiais metálicos, o ensaio Charpy é o ensaio mais empregado (ASKELAND; WRIGHT, 2014).

O modo dúctil de fratura é favorecido quando se tem intensa deformação plástica e acontece quando certas condições favorecem a movimentação das discordâncias tais como temperatura alta, baixo teor de elementos de liga que endurecem por solução sólida ou ainda a baixa quantidade de interfaces que diminuem o livre caminho das discordâncias (GUESSER, 2009). A fratura dúctil do material ocorre normalmente de forma transgranular (propaga através dos grãos) em metais de boa ductilidade e tenacidade, com bastante deformação plástica na região submetida ao esforço antes da fratura (ASKELAND; WRIGHT, 2014).

Quando a deformação plástica é dificultada, pode ocorrer a fratura por clivagem, que é uma fratura frágil que ocorre em planos cristalográficos preferenciais (GUESSER, 2009). A fratura frágil, ocorre em metais de alta resistência e em metais com ductilidade e tenacidade reduzidas. Em geral, as fraturas frágeis surgem quando a causa é o impacto e não a sobrecarga. Pouca ou nenhuma deformação plástica ocorre em um material frágil. Pequenas descontinuidades superficiais são em geral a origem da trinca, sendo causadoras de acúmulo de tensão. Em geral as trincas se propagam de maneira intergranular (ao longo dos contornos de grãos). Quando há a segregação de elementos químicos ou inclusões nos contornos de grãos, a trinca se propaga intergranularmente por estas interfaces de baixa resistência mecânica. O aspecto da fratura se apresenta de forma plana e perpendicular à tração tratativa (ASKELAND; WRIGHT, 2014).

Para ferros fundidos nodulares, a redução da nodularidade faz decrescer a energia absorvida no ensaio de impacto. O efeito de concentração de tensões causado por imperfeições nos nódulos facilita a nucleação de trincas. O aumento do número de nódulos de grafita resulta em uma redução da energia absorvida no ensaio de impacto, porém isso ao mesmo tempo dificultaria a propagação de trincas por clivagem em nodulares com alta contagem de nódulos, pois cada nódulo trabalharia como um arredondamento local da ponta da trinca, exigindo aumento de esforço para continuar sua propagação (GUESSER, 2009).

A resistência ao impacto é uma das propriedades mais sensíveis aos mecanismos de fragilização devido a presença de martensita ou carbonetos na estrutura de um ferro nodular austemperado, sendo o tempo de austêmpera fator de grande importância que deve ser muito bem controlado, especialmente em temperaturas mais altas de austêmpera, quando a janela de processo é muito pequena. À medida que se aumenta a temperatura de austêmpera, a energia absorvida no ensaio de impacto aumenta. Elementos de liga tais como o manganês, cromo e o molibdênio, podem segregar no contorno de células no final da solidificação, criando regiões com diferentes teores de elementos, alterando a cinética das reações, com a formação de carbonetos e martensita, reduzindo a tenacidade. Valores ótimos de resistência ao impacto coincidem com os máximos valores de alongamento e com a máxima quantidade de austenita na microestrutura (GUESSER, 2009).

De acordo com Santos (1996), muitas aplicações onde se deseja elevada resistência ao desgaste, é necessário ter a presença de carbonetos eutéticos na estrutura. Porém, a presença destes carbonetos pode reduzir o limite de resistência a tração, reduzir o alongamento, reduzir a resistência ao impacto e aumentar a dureza.

Muitas ligas de ferro branco tem desempenho a abrasão superior às ligas de CADI, porém estas ligas possuem baixa tenacidade em ensaios de impacto, com valores da ordem de 3 joules quando comparadas às ligas de CADI, que possuem resistência ao impacto variando de 11 a 27 joules (HAYRYNEN; BRANDENBERG, 2003).

Em trabalho realizado por Laino et al. (2006) em testes de resistência ao impacto em ligas de CADI com cromo e molibdênio, maiores valores de energia de impacto foram verificados para as ligas de CADI austemperadas em maiores temperaturas. Neste mesmo trabalho, foi observado que o aumento do volume de

carbonetos nas ligas de CADI tendem a aumentar a dureza do material, assim como a redução da temperatura do tratamento de austêmpera.

3.8 TRATAMENTO TÉRMICO DE AUSTÊMPERA

O tratamento térmico de austêmpera pode ser resumido conforme a Figura 21, nas seguintes etapas (KOVACS, 1990):

a) Etapa A-B:

Consiste em elevar a temperatura da peça acima da temperatura crítica para completa austenitização do material, que irá variar em função de sua composição química, podendo assim, se situar entre 843°C e 954°C.

b) Etapa B-C:

Etapa de austenitização onde o componente é completamente austenitizado, ou seja, toda a matriz metálica do material se transforma em austenita (γ). O tempo de austenitização vai depender da estrutura da peça antes do tratamento e da habilidade do carbono se mover dos nódulos para matriz, podendo variar de 1 a 3 horas.

c) Etapa C-D:

Ao término do tempo de austenitização, a peça é rapidamente resfriada para evitar a formação de fases indesejadas, até a temperatura de austêmpera, que varia entre 237°C a 398°C, sendo que o ajuste desta temperatura depende das propriedades mecânicas desejadas. De acordo com Chiaverini (2003, p.90), são usados como meios de resfriamento e manutenção da temperatura do tratamento de austêmpera, banhos de sais de nitrato de sódio (45% a 55%) e nitrato de potássio.

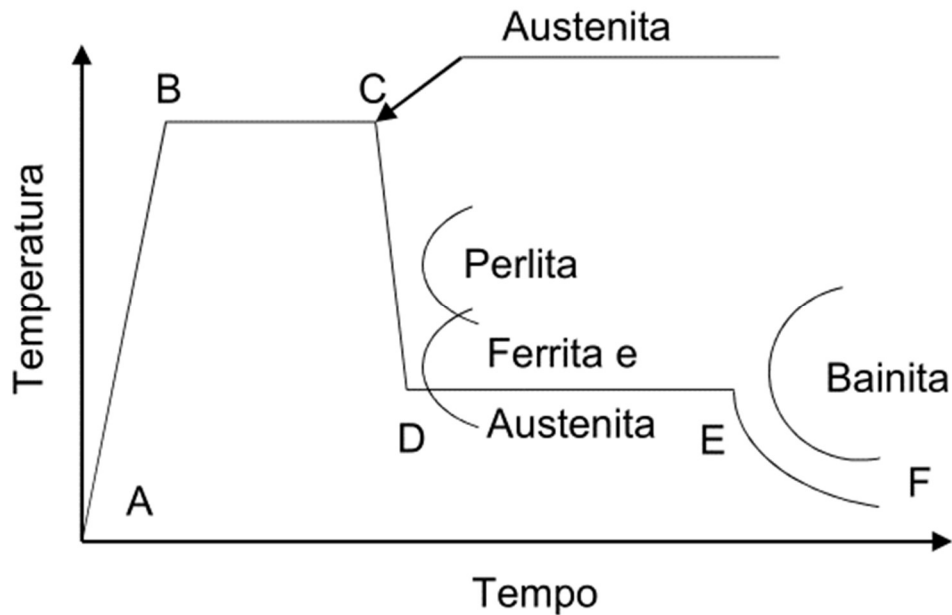
d) Etapa D-E:

Manutenção na temperatura de austêmpera pré-definida em função das propriedades desejadas, no tempo suficiente para a transformação de toda austenita (γ) em ferrita acicular (α) mais austenita saturada em carbono (γ_c). Esta etapa pode variar de 30 minutos a 4 horas. A temperatura e o tempo de austêmpera serão responsáveis pelas microestruturas e características mecânicas do ADI.

e) Etapa E-F:

Resfriamento ao ar calmo até a temperatura ambiente.

Figura 21 - Ciclo do tratamento de austêmpera



Fonte: Adaptado de Kovacs, 1990

3.8.1 Estágios de transformação durante a austêmpera

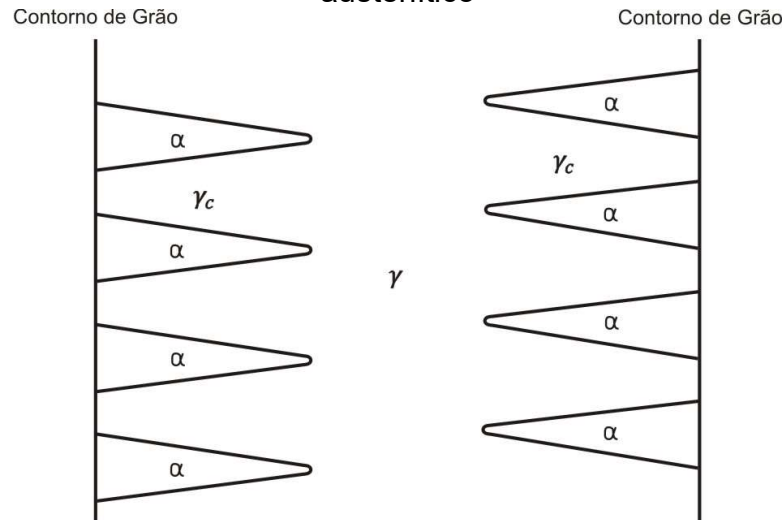
O tratamento de austêmpera dos ferros fundidos nodulares podem ser divididos em dois estágios (BENAM, 2015):

a) Primeiro estágio:

Austenita (γ) = ferrita acicular (α) + austenita de alto carbono (γ_c).

A transformação da austenita (γ) em ferrita (α) e austenita de alto carbono (γ_c), se dá pelos processos de nucleação e crescimento. Primeiramente acontece a nucleação das agulhas de ferrita próximos aos nódulos de grafita ou no contorno do grão austenítico. Assim sendo, o crescimento das agulhas de ferrita se dão no interior da austenita (γ), onde o carbono expulso da ferrita (α) é difundido na austenita (γ), enriquecendo a mesma de carbono conforme demonstra a Figura 22. Neste estágio de transformação, não há ainda a formação de carbonetos, devido ao teor de silício elevado das ligas de ferro fundido (CARMO; DIAS, 2001).

Figura 22 - Crescimento das agulhas de ferrita a partir do contorno de grão austenítico



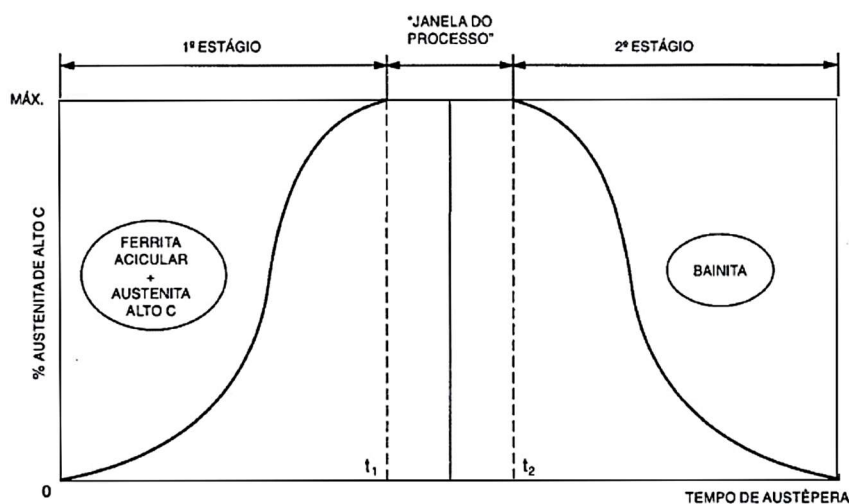
Fonte: Janowak e Gundlack, 1983 apud Carmo e Dias, 2001

b) Segundo estágio:

Austenita de alto carbono (γ_c) = ferrita (α) + carbonetos, ou seja, bainita.

As melhores combinações de resistência mecânica, tenacidade e ductilidade são obtidas após o final do primeiro estágio e início do segundo, evitando a formação de bainita, sendo este intervalo denominado janela de processo, conforme Figura 23 (CARMO; DIAS, 2001).

Figura 23 - Representação da janela de processo



Fonte: Elliott, 1987 apud Carmo e Dias, 2001

3.8.2 Influência da temperatura de austenitização

A temperatura de austenitização controla o teor de carbono na austenita e é influenciada pela composição química da peça. Os elementos que mais influenciam a temperatura de austenitização são o silício, molibdênio e o manganês. O silício e o molibdênio, aumentam a temperatura de austenitização e o manganês reduz a mesma (CARMO; DIAS, 2001).

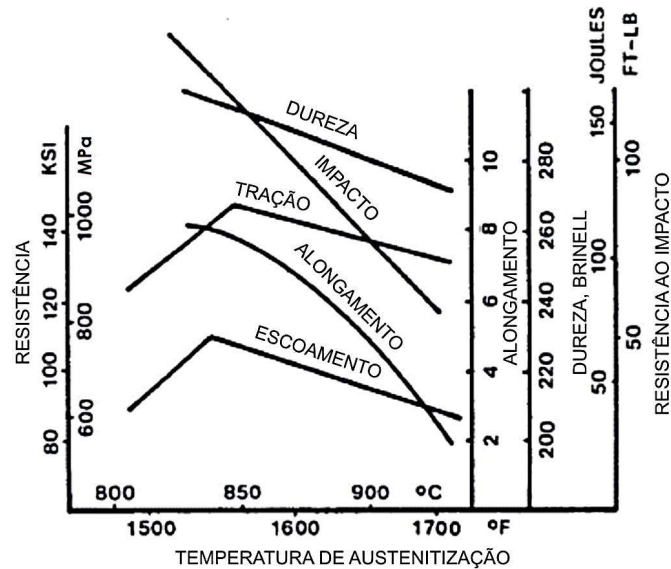
A solubilidade do carbono na austenita é influenciada pela temperatura de austenitização e possui grande influência nas propriedades mecânicas finais após o tratamento, pois esta dissolução influencia na cinética da reação durante o tratamento de austêmpera, sendo uma fonte propulsora para início do primeiro estágio.

Baixas temperaturas de austenitização produzem alta resistência e ductilidade, pois o primeiro estágio de nucleação de ferrita se inicia mais rápido e em maior velocidade, acelerando a difusão de carbono para a austenita, resultando em uma estrutura fina e homogênea. Porém existem riscos de aparecimento de ferrita pró-eutetóide e conseqüente queda de propriedades mecânicas, requerendo um rigoroso controle do teor de silício (CARMO; DIAS, 2001).

Altas temperaturas de austenitização aumentam a quantidade de carbono solubilizado na austenita, que irão reduzir a força impulsora para o início da reação, gerando uma estrutura mais grosseira. O atraso do início da reação, poderá gerar também uma austenita com menor teor de carbono ao fim do primeiro estágio, podendo a mesma se transformar em martensita durante o resfriamento (CARMO; DIAS, 2001).

A Figura 24 mostra o efeito da temperatura de austenitização nas características do ADI sem elementos de liga. Como pode ser visto, maiores temperaturas de austenitização conduzem a queda das principais propriedades mecânicas da liga (KOVACS, 1990).

Figura 24 - Influência da temperatura de austenitização nas propriedades mecânicas do ADI



Fonte: Adaptado de Kovacs, 1990

3.8.3 Influência do tempo de austenitização

Para a completa solubilização do carbono na austenita até o seu limite máximo de equilíbrio de carbono saturado, o tempo de manutenção é uma variável importante e irá depender da matriz da peça e da mobilidade do carbono entre os nódulos e matriz. Segundo Kovacs (1990), o tempo de austenitização pode variar de 1 hora a 3 horas.

Matrizes ferríticas com baixo teor de carbono, tenderão a ter o tempo de saturação maior, ao passo que matrizes perlíticas, tendem a ter um tempo de saturação menor por já possuírem carbono combinado na perlita da ordem de 0,7%, além da menor distância da difusão de carbono, que é da ordem do espaço interlamelar (CARMO; DIAS, 2001; LOPES, 2009 apud PIMENTEL, 2016).

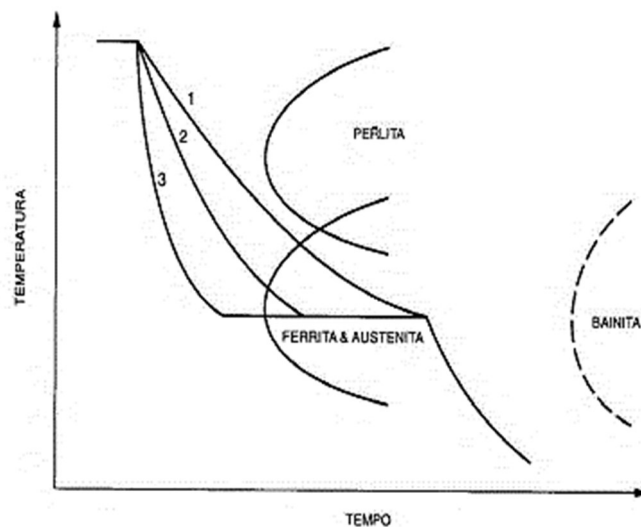
Quanto maior o número de nódulos e mais distribuídas estiverem as grafitas na matriz, mais rápida será a saturação de carbono na austenita, pois as grafitas são uma importante fonte de carbono para a austenita. Alguns elementos tais como estanho, cobre, antimônio, silício, níquel, tendem a segregar durante a solidificação na interface grafita matriz, formando uma barreira para difusão de carbono, aumentando o tempo de austenitização (KOVACS, 1990).

3.8.4 Influência da velocidade de resfriamento

Esta etapa tem extrema importância no processo, pois deve-se a partir de uma adequada velocidade de resfriamento em banhos de sais apropriados, evitar a formação de microestruturas indesejadas tais como perlita.

Para a velocidade de resfriamento da curva 1 da Figura 25, não haverá a formação de perlita, porém a reação começa a altas temperaturas com tempo longo até atingir a temperatura de austêmpera, gerando desta forma uma estrutura mista na peça, com queda das propriedades mecânicas. Já na curva 3, a velocidade de resfriamento é bem superior, e atinge a temperatura de austêmpera em um curto intervalo de tempo, gerando uma estrutura mais homogênea na peça com propriedades mecânicas superiores aos da curva 1 e 2 (CARMO; DIAS, 2001).

Figura 25 - Efeito da velocidade de resfriamento



Fonte: Kovacs, 1990 apud Carmo e Dias, 2001

Voigt et al. (1984) apud Benam (2015), sugerem uma equação para o cálculo do diâmetro crítico de austêmpera para evitar o aparecimento de perlita. Desta forma, a Equação 2, determina o diâmetro crítico de austemperabilidade dos ferros fundidos para evitar a formação de perlita, conforme segue:

$$D_c \text{ (mm)} = 124(C_\gamma) + 27 \%Si + 25\%Mo + 22\%Mn + 16\%Ni - 1,68 \times 10^{-4} \times T_a^2 \\ + 62 (\%Cu\%Mo) + 12(\%Cu\%Ni) + 11(\%Mn\%Cu) + 88 (\%Ni\%Mo) \\ - 20(\%Mn\%Ni) + 127(\%Mn\%Mo) - 137 \quad (2)$$

Em que:

D_c - diâmetro crítico para austêmpera (mm);

T_a - temperatura de austêmpera ($^{\circ}C$);

C_γ - Carbono contido na austenita ao término da austenitização;

Mn - manganês;

Mo - molibdênio;

Cu - cobre;

Ni - níquel.

O teor de C_γ depende da temperatura de austenitização T_γ da liga e também da composição química. Essa dependência é descrita também por Voigt et al. (1984) apud Benam (2015) na Equação 3:

$$C_\gamma = \frac{T_\gamma}{420} - 0,17(\%Si) - 0,95 \quad (3)$$

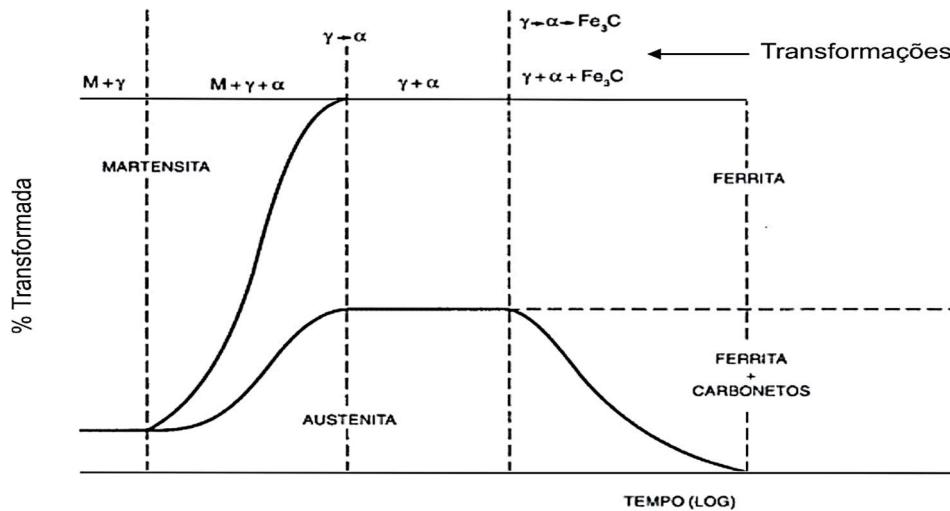
3.8.5 Influência da temperatura de austêmpera

A cinética das reações que acontecem no tratamento de austêmpera também é influenciada pelas temperaturas de austêmpera e composição química, sendo assim responsáveis pelas propriedades mecânicas finais da peça (BAUMER; GUEDES, 1989).

Quando a cinética das reações é realizada entre $350^{\circ}C$ e $400^{\circ}C$, agulhas de ferrita irão se nuclear próximo aos nódulos de grafita a partir da austenita, onde então o carbono rejeitado da ferrita irá para a austenita, enriquecendo a mesma de carbono, gerando uma ausferrita contendo até 50% de austenita estável. Com o avanço do tempo de tratamento, esta austenita estabilizada começa a se decompor em ferrita e carbonetos, reduzindo as propriedades mecânicas (CARMO; DIAS, 2001). As quantidades de ferrita e austenita estabilizada que formam a ausferrita, são regidas pelo tempo e temperatura de austêmpera, sendo as quantidades de austenita estabilizada tanto maiores quanto maior for a temperatura do tratamento de austêmpera, proporcionando materiais de elevada tenacidade (BAUMER; GUEDES, 1989).

Na Figura 26, verifica-se a sequência de transformação de fases durante o tratamento de austêmpera para temperaturas superiores a 350°C.

Figura 26 - Sequência de transformações de fases ao longo do tempo a altas temperaturas.

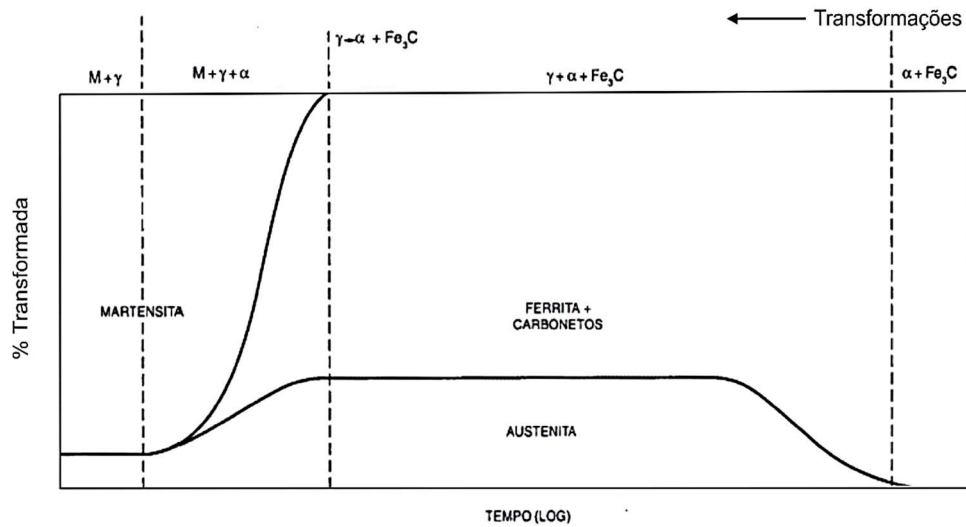


Fonte: Baumer e Guedes, 1989 apud Carmo e Dias, 2001

Quando a transformação ocorre a temperaturas abaixo de 350°C, aumenta a dificuldade na difusão do carbono da ferrita, podendo ocorrer a precipitação de carbonetos finos e dispersos junto a ferrita, em tempos mais curtos. O teor de carbono na austenita estável será menor quando comparada com austenita obtida a altas temperaturas, sendo que parte deste carbono não dissolvido na austenita está sob a forma de finos carbonetos precipitados na ferrita. A ferrita formada, será mais refinada a baixas temperaturas e a estrutura poderá conter também até 25% de austenita estável (CARMO; DIAS, 2001).

Para os tratamentos a baixas temperaturas, não haverá estruturas compostas unicamente por ferrita e austenita, ocorrendo sempre a presença de fases duras e frágeis como a martensita para curtos tempos de tratamento ou os carbonetos para tratamentos mais prolongados, resultando em materiais de alta resistência a tração e abrasão (BAUMER; GUEDES, 1989). Na Figura 27, verifica-se a sequência de transformação de fases durante o tratamento de austêmpera para temperaturas abaixo de 350°C.

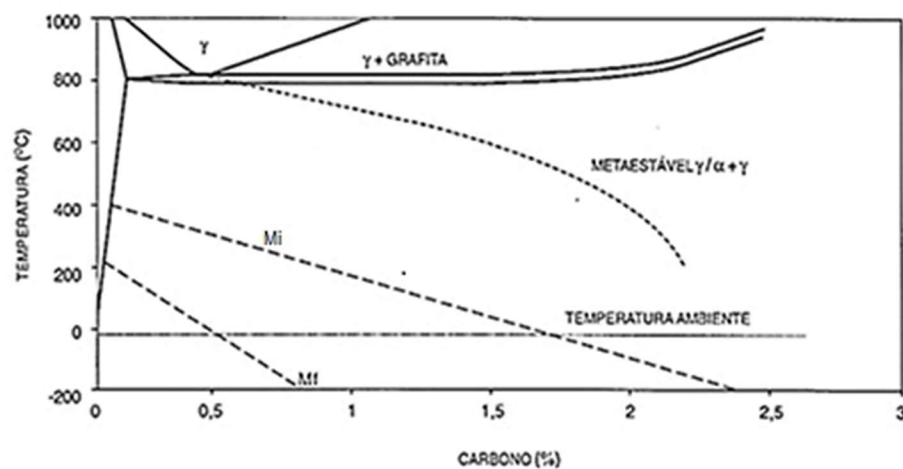
Figura 27 - Sequência de transformações de fases ao longo do tempo a baixas temperaturas



Fonte: Baumer e Guedes, 1989 apud Carmo e Dias 2001

As temperaturas de início de transformação martensítica (M_i) e final de transformação martensítica (M_f), podem ser afetadas devido ao teor de carbono da austenita no estágio I da reação. Ao final do estágio I, o teor de carbono da austenita de alto carbono (γ_c) é de 2% aproximadamente. Teores inferiores a este ao final do processo de austêmpera, alteram as temperaturas de início e fim da transformação martensítica, deixando a austenita instável termicamente, podendo gerar martensita após o resfriamento, conforme mostra a Figura 28, para uma liga de ferro contendo 2,5% de silício (CARMO; DIAS, 2001).

Figura 28 - Diagrama de fases Fe-C-2,5% Si para temperaturas M_i e M_f



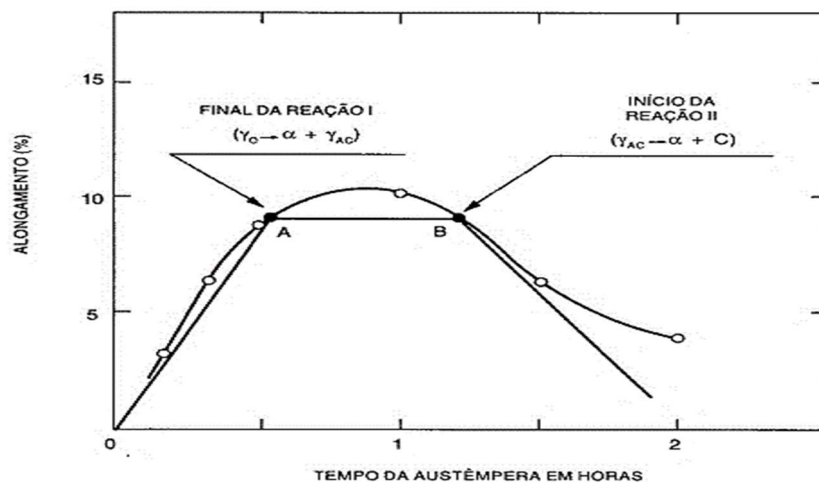
Fonte: Rouns e Rundman, 1987 apud Carmo e Dias, 2001

3.8.6 Influência do tempo de austêmpera

Tempos muito curtos, não conseguirão estabilizar a austenita em carbono, favorecendo então o aparecimento de martensita durante o resfriamento a temperatura ambiente. Para tempos de austêmpera maiores, onde o carbono possui tempo suficiente para sua difusão, as quantidades de martensita vão se reduzindo gradativamente, aumentando a quantidade de ferrita acicular e austenita estável de alto carbono, ou seja, ocorre o final do estágio I da reação. Quando os tempos de austêmpera se alongam demais, o processo inicia a entrada no estágio II, com a decomposição da austenita de alto carbono em ferrita e carbonetos (PUTATUNDA et al., 2007 apud MATTAR JUNIOR, 2009).

Da explanação acima, percebe-se que saber o tempo adequado de austêmpera é fundamental para conhecer as fases que serão formadas, sendo estas fases as responsáveis pelas propriedades mecânicas finais após o tratamento. Este intervalo entre o estágio I e II, é conhecido como janela de processo e pode ser visto na Figura 29 através do intervalo A-B. É praticamente impossível determinar por meio de microscopia óptica se o tempo de austêmpera foi adequado e mesmo com microscopia eletrônica de varredura, esta tarefa se torna muito difícil. Muitas técnicas como difração de raios x, testes dilatométricos, ensaios de resistividade elétrica estão sendo usadas, mas o uso de ensaios mecânicos e de impacto tem se mostrado mais frequentes (JANOWAK, 1983; TARTERA, 1986 apud CARMO; DIAS, 2001).

Figura 29 - Influência do tempo de austêmpera nas transformações microestruturais e no alongamento do ADI



Fonte: Janowak, 1983 apud Carmo e Dias, 2001

3.8.7 Influência da composição química no tratamento de austêmpera

A composição química tem grande influência na estrutura de fundição e também nas reações durante o tratamento de austêmpera. A seguir, verifica-se a influência dos principais elementos químicos presentes neste estudo.

a) Carbono:

O carbono possui efeitos diretos nas propriedades mecânicas idênticas ao ferro nodular convencional (CARMO; DIAS, 2001). Altos níveis de carbono podem ocasionar flotação do mesmo no componente fundido e reduzir a resistência do material conforme sugere a norma ASTM A897/A897 M-16;

b) Silício:

O silício é um dos mais importantes elementos do ADI. Na reação de austêmpera, ele reduz a solubilidade de carbono na ferrita e acelera a difusão do carbono para a austenita promovendo a nucleação e o crescimento da ferrita acicular em uma matriz austenítica, inibindo a formação de carbonetos bainíticos com o aumento da janela de tratamento. Em excesso, pode inibir a formação de ausferrita e estabilizar a formação de ferrita (KOVACS, 1991);

c) Magnésio:

Em altos níveis pode promover a formação de carbonetos nos contornos de células e em baixos níveis, promoverão grafitas deformadas, que irão reduzir as propriedades mecânicas do material, conforme sugere a norma ASTM A897/A897 M-16;

d) Manganês:

O manganês reduz a temperatura crítica de austenitização da liga. É conhecido como um potente agente para aumentar a dureza da liga em tratamentos térmicos de têmpera. Quando usado em excesso, irá se segregar nas últimas regiões a se solidificar no fundido, ocasionando a variação da solubilidade de carbono (KOVACS, 1991).

e) Cobre:

O cobre é um efetivo promovedor de perlita em fundidos por se segregar na interface matriz-grafita, formando uma barreira para difusão de carbono durante o processo de solidificação. No tratamento de austêmpera, por razões econômicas é

utilizado para aumentar a austemperabilidade do material. Porém, o uso além do necessário pode reduzir a resistência e a ductilidade do material (KOVACS, 1991).

f) Cromo:

O cromo é um conhecido elemento formador de carbonetos eutéticos nos contornos de células e carbonetos eutetóides nas ligas de ferro fundido, o que conduz a uma queda de ductilidade e resistência a fadiga (CARMO, 2003).

A influência do cromo no tratamento depende do seu teor e da temperatura em que o tratamento é efetuado. Em altas temperaturas de austêmpera, estudos mostraram que a janela de processo é antecipada e se torna mais fechada à medida que o teor de cromo é aumentado na liga, ao passo que em baixas temperaturas de tratamento, há pouca influência na janela de processo (RAO et al., 1997 apud BENAM, 2015).

3.8.8 Segregações

Segregações causadas por elementos de liga alteram a cinética de difusão de carbono, o que irá influenciar na reação de austêmpera, na microestrutura e nas propriedades mecânicas do material. Elementos formadores de carbonetos tais como manganês, cromo, molibdênio e magnésio, são rejeitados pela austenita durante a solidificação e se segregam nos contornos das células eutéticas, enriquecendo estas regiões com estes elementos. Sendo assim, a variação de concentração destes elementos ocasionada pelas segregações, podem alterar as temperaturas de austenitização dentro do próprio fundido. Desta forma, estas segregações podem ocasionar a não uniformidade da solubilidade do carbono na matriz, alterando assim a velocidade em que ocorrem as reações de austêmpera em diferentes regiões do fundido, havendo regiões onde o primeiro estágio da reação já foi terminado e regiões onde ele ainda não se iniciou (KOVACS, 1991). De acordo com Carmo e Dias (2001), existe um consenso entre pesquisadores que a reação de austêmpera se inicia em regiões que se solidificam primeiro e termina em regiões que se solidificam por último, em função das segregações que ocorrem nos contornos de grãos austeníticos durante a solidificação, influenciando na concentração e na mobilidade do carbono nestas regiões. Assim sendo, o primeiro estágio da reação sempre ocorrerá nas regiões de baixo teor de carbono, ou seja, próximo aos nódulos de grafita e contornos de grãos austeníticos, que possuem alta força impulsionadora para nucleação e crescimento

da ferrita. Os contornos de células onde ocorrem as segregações, são assim, regiões com maiores teores de carbono, onde a força impulsionadora para o início da reação é menor, ocasionando um atraso no início do primeiro estágio da reação. Desta forma, muitas regiões podem já ter entrado no segundo estágio da reação, ao passo que outras não terminaram ainda o primeiro estágio, ocasionando uma heterogeneidade na microestrutura da liga, com queda nas propriedades mecânicas.

Outros elementos não formadores de carbonetos tais como o silício, cobre, níquel, atuam de forma inversa, se segregando na interface grafita-metal, formando uma espécie de barreira para a difusão do carbono da grafita para a austenita durante o ciclo de austenitização da liga (CARMO; DIAS, 2001).

Há de se relatar que o grau de segregação de solutos será fortemente influenciado pelo número de nódulos de grafita do fundido. Quanto menor for a velocidade de resfriamento na etapa de solidificação, maiores serão os nódulos de grafita e em menor quantidade, com células eutéticas maiores e grandes segregações nos seus contornos. O inverso disto, quanto maiores as velocidades de resfriamento, menores e mais volumosos serão os nódulos de grafita, menores serão as células eutéticas, com segregações mais refinadas (CARMO; DIAS, 2001).

A segregação de elementos entre os nódulos de grafita, pode ser dividido em 3 regiões (KOVACS, 1991; HAYRYNEN, 1989 apud BENAM, 2015):

a) Região I:

Próxima aos nódulos de grafita. Elementos como níquel, cobre e silício segregam nesta região.

b) Região II:

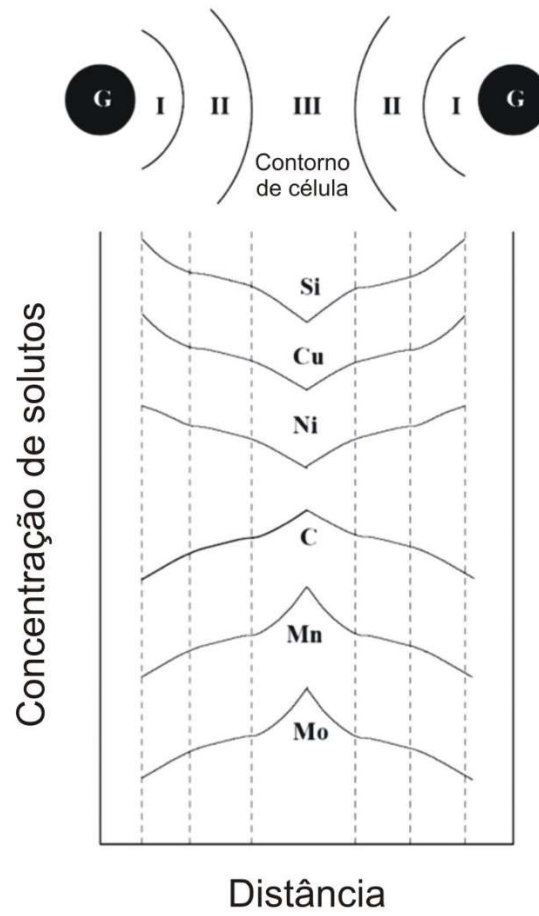
Onde se tem uma composição mais constante.

c) Região III:

Nos contornos de células com segregações de elementos como molibdênio, manganês e cromo nestas regiões.

A Figura 30 mostra a intensidade de segregação de alguns elementos na célula eutética por regiões, com relação à distância entre os nódulos de grafita.

Figura 30 - Segregação dos elementos de liga entre nódulos de grafita

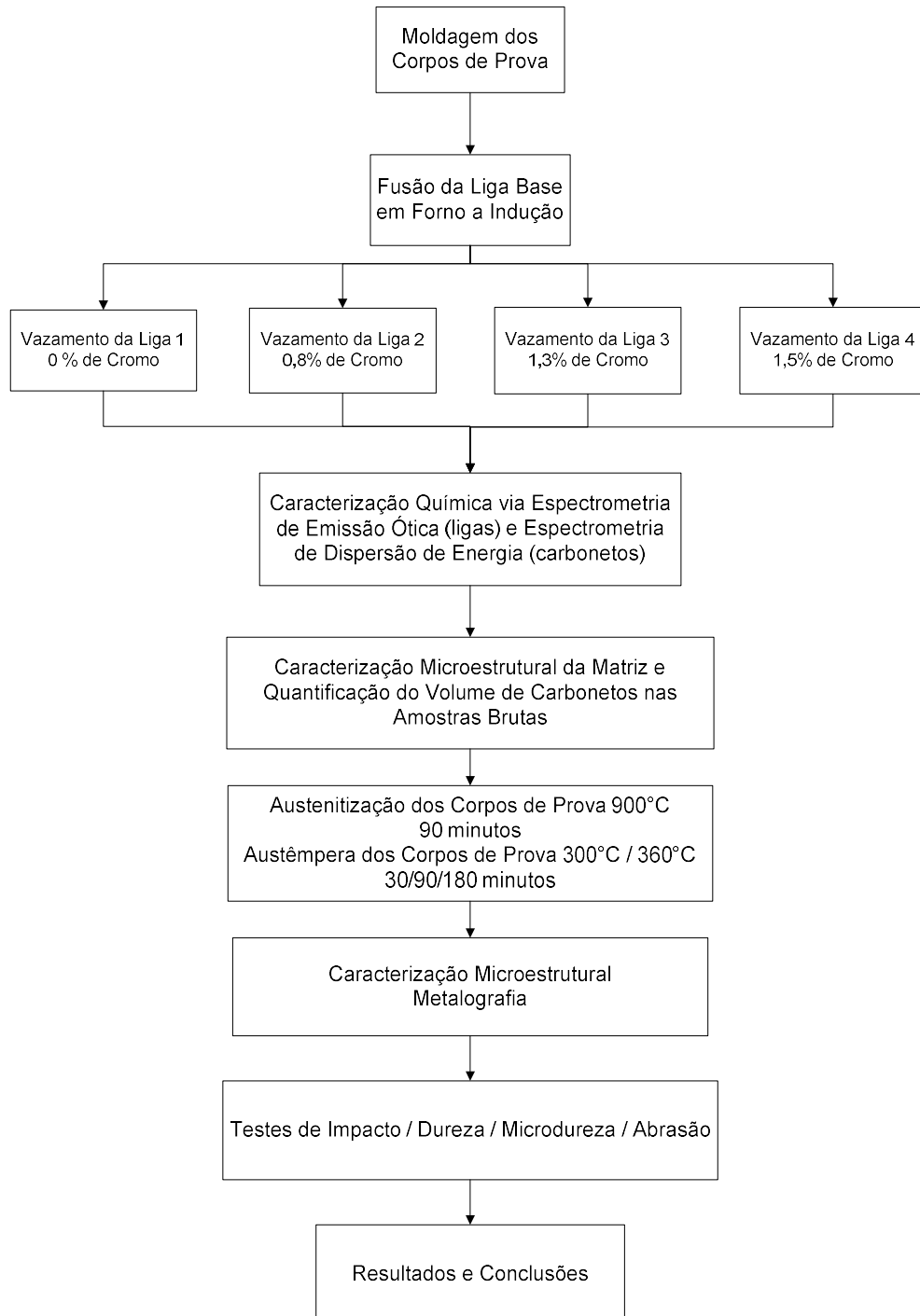


Fonte: Adaptado de Yescas, 2001 apud Benam, 2015

4 METODOLOGIA

O estudo foi realizado em fases conforme mostrado na Figura 31, que serão detalhadas adiante.

Figura 31 - Fluxograma dos ensaios



Fonte: Do autor, 2020

Para analisar as propriedades mecânicas da liga de CADI com carbonetos de cromo, foram elaboradas 4 composições químicas diferentes, objetivando a obtenção de diferentes quantidades de carbonetos em cada amostra para análise.

A composição química dos principais elementos, foi ajustada à espessura do corpo de prova de 13 milímetros, de acordo com a referência da norma ASTM A 897/A 897 M - 16. Para alcançar uma matriz perlítica predominantemente com carbonetos no estado bruto de fusão, foi adicionado cromo acima dos limites indicados pela referida norma.

Os teores de cromo foram ajustados para cada liga através de correções no forno de fusão com ferro cromo baixo carbono, sendo que na sequência foram vazados os corpos de prova para os ensaios de impacto, abrasão, dureza, microdureza, composição química e metalografia. Também, foram vazadas amostras da liga sem adição de cromo, para efeito de comparação de propriedades mecânicas e estruturais da liga contra as amostras com carbonetos.

As operações de tratamento térmico, foram realizadas no Centro Tecnológico de Fundação Marcelino Corradi (CETEF), na cidade de Itaúna – MG. Neste processo foi utilizada a mesma temperatura de austenitização para todas as amostras, para austenitização plena. Foram utilizadas duas temperaturas distintas para o tratamento de austêmpera, devido suas influências nas cinéticas das reações e estruturas resultantes que ocorrem para temperaturas acima e abaixo de 350°C. Para o tempo de austêmpera, foram utilizados 3 tempos distintos para cada temperatura de austêmpera, em função das práticas usuais empregadas em ciclos de austêmpera.

Os ensaios de abrasão, dureza, microdureza, análise química e quantificação de microconstituintes no estado bruto, foram realizados nos laboratórios da Fundação Batatais, na cidade de Batatais - SP.

As análises químicas dos carbonetos gerados nas ligas foram realizadas nos laboratórios do Centro Tecnológico de Fundação Marcelino Corradi (CETEF).

As análises de microestrutura após o processo de austêmpera, foram realizados nos laboratórios do Centro Tecnológico de Fundação Marcelino Corradi (CETEF).

Os ensaios de impacto foram realizados nos laboratórios de Ensaios Mecânicos do Instituto de Ciências Tecnológicas e Exatas - ICTE da Universidade Federal do Triângulo Mineiro - UFTM.

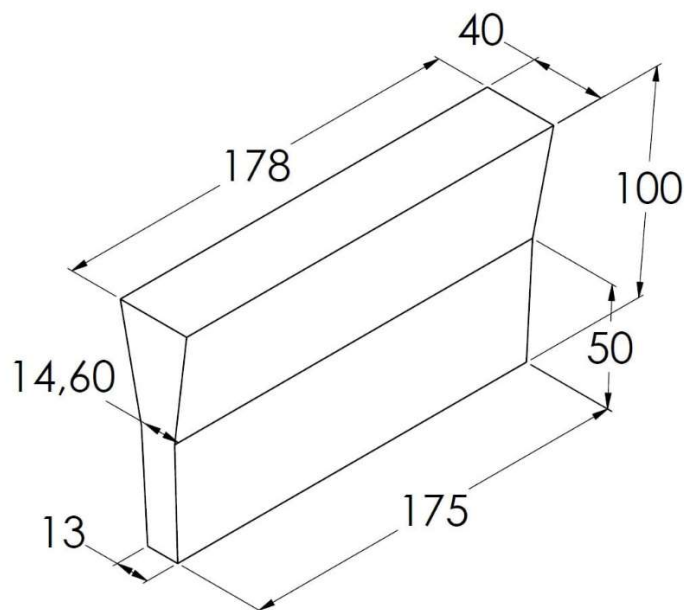
4.1 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1.1 Moldagem dos corpos de prova

Os corpos de prova para os ensaios de dureza, microdureza, impacto, abrasão e análise de microestrutura foram fabricados usando areia de sílica nova com granulometria de 50/60 AFS. Os ligantes utilizados foram o ISOCURE™ I 397 e ISOCURE™ II 617, que foram misturados na areia com proporção de 0,5% de cada parte sobre o peso total de areia. A mistura areia + resina foi catalisada com catalisador TM™ 700, na proporção de 1% sobre o peso de areia.

As dimensões dos corpos de prova, seguiram as orientações da norma ASTM A 897/A 897 M - 16. Para o presente trabalho, as dimensões escolhidas estão de acordo com a Figura 32, que correspondem às medidas para fundidos com paredes menores que 13 milímetros, objetivando melhor homogeneidade dos microconstituintes na estrutura do material durante a solidificação e resfriamento.

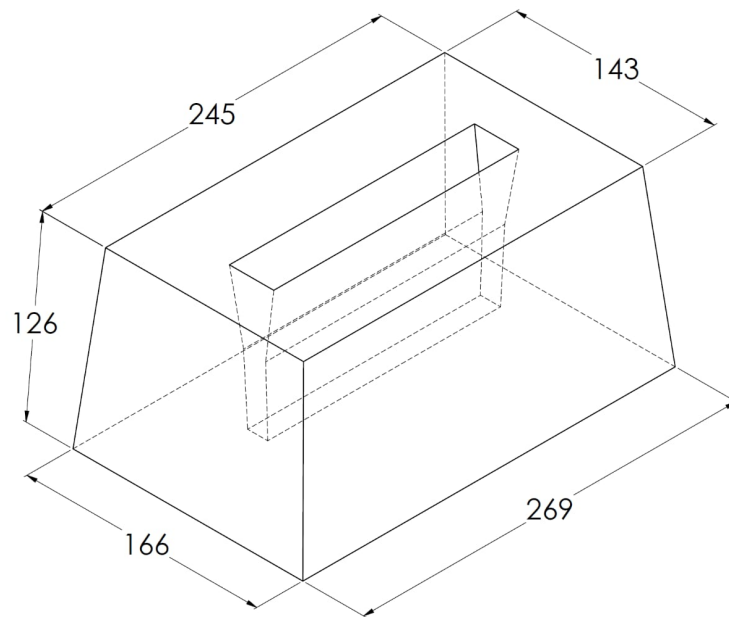
Figura 32 - Dimensões em milímetros do corpo de prova tipo Y



Fonte: ASTM A 897/A 897 M - 16, 2016

As dimensões dos moldes dos corpos de prova, são mostradas na Figura 33.

Figura 33 - Dimensões em milímetros do molde para corpo de prova tipo Y



Fonte: Do autor, 2020

4.1.2 Fusão

As ligas foram fundidas em um forno elétrico a indução, com 700 kg de capacidade de carga nominal, potência de 500 kW e frequência de 1200 Hz.

A carga metálica do ferro base, foi composta conforme Tabela 1.

Tabela 1 - Componentes da carga metálica

Componente	Percentual (%)
Ferro gusa	49,3
Retorno	48
Sucata de aço 1020	2
Sucata de cobre_99%	0,3
Ferro manganês_60%	0,2
Ferro Silício_75%	0,2

Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

A temperatura de forno antes da liberação para o vazamento das amostras foi de 1545°C. A mesma foi controlada com pirômetro de imersão, da marca ECIL™, modelo INDITEMP.

A composição química dos principais elementos para as ligas, seguiu as orientações da norma ASTM A 897/A 897 M - 16 de acordo com a Tabela 2.

Tabela 2 - Composição química do ferro base

Elemento	Percentual (%)
Carbono	3,40 a 3,80
Silício	2,30 a 2,70
Manganês	0,30 a 0,60
Cobre	0,75 a 0,85
Fósforo	0,040 máximo
Enxofre	0,020 máximo
Magnésio	0,035 a 0,45

Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

Foram feitas adições de cromo na composição química do ferro base objetivando a formação de carbonetos variando entre 5% a 20% nas ligas, baseado na espessura do corpo de prova utilizado, sendo as ligas nomeadas conforme o seu teor de cromo na composição, conforme segue:

- a) Liga 1: sem adição de cromo ao ferro base;
- b) Liga 2: adição de cromo ao ferro base em 0,80% ($\pm 0,1\%$);
- c) Liga 3: adição de cromo ao ferro base da ordem de 1,3% ($\pm 0,1\%$);
- d) Liga 4: adição de cromo ao ferro base da ordem de 1,5% ($\pm 0,1\%$).

Os elementos não citados nas tabelas anteriores, foram considerados como elementos residuais, sendo seus teores inferiores a 0,1%.

O controle de composição química antes da etapa de vazamento, foi feito por meio de amostras retiradas do próprio metal líquido pouco antes do vazamento, vazadas em uma coquilha refrigerada. Posteriormente estas amostras foram analisadas pelo método de espectrometria de emissão óptica através do equipamento da marca SPECTRO™, modelo SPECTROLAB da Figura 34.

Figura 34 - Espectrômetro da Fundição Batatais



Fonte: Do autor, 2020

A caracterização química dos carbonetos nos corpos de prova foi realizada via espectrometria de dispersão de energia (EDS) através do equipamento JEOL – JSM-6510L dos laboratórios do Centro Tecnológico de Fundição Marcelino Corradi (CETEF).

4.1.3 Vazamento dos corpos de prova

O processo de vazamento se iniciou com a transferência do metal fundido do forno para uma panela de reação de nodulização rotativa, com capacidade para 180 kg de metal. O objetivo neste tratamento foi de alcançar um grau de nodulização mínimo de 80% das grafitas com formatos tipos I e II, para não prejudicar as propriedades mecânicas gerais da liga devido a formação de grafitas não esféricas.

A pesagem do metal foi realizada em uma balança de piso equipada com 4 células de carga, onde todo o metal foi transferido e pesado antes do processo de nodulização.

Nesta etapa, para o tratamento de nodulização foi utilizada a liga nodulizante ELMAG 5724™, com granulometria de 1 a 6 milímetros. Para este processo de tratamento, foi usada a proporção de 1,1% de liga nodulizante sobre o peso de metal tratado, com composição de acordo com a Tabela 3.

Tabela 3 - Composição da liga nodulizante

Componente	Percentual (%)
Magnésio	6,22
Cálcio	1,17
Alumínio	1,03
Silício	45,74
Terras raras	1,07

Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

Após o tratamento de nodulização, foi feita a transferência do metal para as painéis de vazamento, com 90 kg de capacidade.

Durante o processo de transferência entre painéis, foi realizado o tratamento de inoculação do banho. Para este tratamento, foi utilizado o inoculante FOUNDRISIL™, com granulometria de 0,7 a 3 milímetros, na proporção de 0,5% sobre o peso de metal. Sua adição foi feita no jato de metal durante a transferência entre painéis. Este tratamento teve como objetivo, garantir a nucleação controlada das células eutéticas nos corpos de prova, controlando também a quantidade de carbonetos desejados no experimento. A composição química do inoculante está descrita na Tabela 4.

Tabela 4 - Composição do inoculante

Componente	Percentual (%)
Silício	47,87
Cálcio	0,96
Alumínio	1,02
Bário	1,06
Manganês	0,24

Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

O vazamento dos corpos de prova tipo Y (Figura 35) se procedeu da seguinte forma:

- a) Vazamento de 24 corpos de prova da liga 1, sem adição de cromo;
- b) Ajuste do teor de cromo no forno para a elaboração da liga 2, sendo feito na sequência o vazamento de 24 corpos de prova para esta liga;
- c) Ajuste do teor de cromo no forno para a elaboração da liga 3, sendo feito na sequência o vazamento de 24 corpos de prova para esta liga;
- d) Ajuste do teor de cromo no forno para elaboração da liga 4, sendo feito o vazamento de 24 corpos de prova para esta liga.

Todo o metal foi escorificado para retirada de escórias na superfície da panela antes do vazamento. A temperatura de vazamento dos corpos de prova variou dentro do intervalo de 1418°C a 1434°C.

Para todas as ligas, foram retiradas amostras do metal líquido, sendo estas vazadas em coquilha refrigerada, para a análise química final via espectrometria óptica.

Figura 35 - Vazamento dos corpos de prova



Fonte: Do autor, 2020

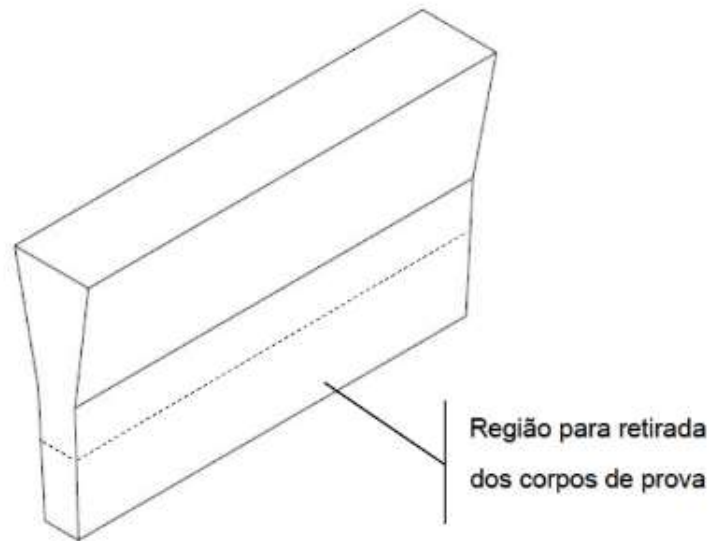
A desmoldagem dos corpos de prova foi realizada após as amostras atingirem a temperatura ambiente.

4.1.4 Análises metalográficas das ligas brutas de fundição

Após a limpeza e identificação dos corpos de prova tipo Y, foi feita a separação de um corpo de prova no estado bruto de fusão de cada liga fundida para quantificação dos microconstituintes no estado bruto de fundição.

Todas as amostras foram retiradas na parte inferior do corpo de prova, conforme indicação da Figura 36.

Figura 36 - Região de retirada dos corpos de prova



Fonte: Do autor, 2020

As amostras foram lixadas sequencialmente nas lixas de granulometria 220, 400, 600 e polidas com pasta de diamante com granulometria de 1 μm para determinação da morfologia das grafitas nas amostras. O nital 4% (4% de ácido nítrico + 96% de álcool etílico) foi utilizado para revelação dos microconstituintes, que permitiu uma boa identificação no estado bruto de fusão das amostras. Foi utilizado o microscópio óptico OLYMPUS™, modelo GX41 (Figura 37), equipado com uma câmera de captação de imagens e com o *software* metalográfico ESSENTIALS™, nestas análises.

Figura 37 - Microscópio óptico da Fundição Batatais



Fonte: Do autor, 2020

Desta forma, foram realizadas as seguintes caracterizações das ligas no estado bruto através do *software* ESSENTIALS™:

- a) Determinação das quantidades percentuais por área de carbonetos de cromo.
- b) Determinação do grau de nodulização, tamanho e tipo de grafita bem como número de esferoides por mm^2 de acordo com a norma ASTM A247 - 17 (*Standard Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings*).
- c) Identificação e quantificação dos microconstituintes da matriz metálica.

4.1.5 Tratamento térmico de austêmpera

A Figura 38 mostra o momento da retirada dos corpos de prova do forno de aquecimento após a etapa de austenitização pouco antes de serem mergulhados no banho de austêmpera nas dependências do Centro Tecnológico de Fundição Marcelino Corradi (CETEF).

Figura 38 - Transferência dos corpos de prova para o banho de austêmpera



Fonte: Do autor, 2020

a) Austenitização:

Para garantir uma boa solubilização do carbono na austenita nesta etapa, foram utilizadas temperaturas já empregadas em outros trabalhos com CADI, onde todas as ligas foram austenitizadas na temperatura de 900°C (HAYRYNEN; BRANDENBERG, 2003; LAINO; DOMMARCO; SIKORA, 2006; PIMENTEL, 2016).

Baseado na temperatura de austenitização de 900°C, foi determinado o teor de carbono na austenita ao final do processo de austenitização de acordo com a Equação 3, conforme indicado na Tabela 5 :

Tabela 5 - Teor de carbono da austenita na austenitização

C_{γ} (%)	Liga 1	Liga 2	Liga 3	Liga 4
	0,80	0,80	0,79	0,80

Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

Com os valores de C_{γ} determinados, foi possível calcular através da Equação 2, o diâmetro crítico de austêmpera, ou seja, o diâmetro a partir do qual há o risco de formação de perlita nos corpos de prova utilizados no trabalho, conforme Tabela 6 .

Tabela 6 - Diâmetro crítico de austêmpera

Temperatura Austêmpera	Liga 1 Dc (mm)	Liga 2 Dc (mm)	Liga 3 Dc (mm)	Liga 4 Dc (mm)
300°C	22	22	23	23
360°C	15	15	16	16

Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

Conforme demonstrado na Tabela 6, a espessura do corpo de prova de 13 mm empregada nos estudos, têm baixo risco de formação de perlita no processo de resfriamento entre as temperaturas de austenitização e a austêmpera para as composições químicas utilizadas.

Foi realizada uma rampa de aquecimento de 2 horas aproximadamente, para alcançar a temperatura de austenitização. O tempo de austenitização após rampa, foi de 1,5 horas para garantir uma boa solubilização do carbono na austenita, com base em resultados prévios práticos.

O forno utilizado não possuía atmosfera controlada e uma certa descarbonetação se deu na superfície dos corpos e prova. Porém, toda esta descarbonetação foi removida nos processos de preparação dos corpos de prova.

b) Austêmpera:

A austêmpera foi feita em duas temperaturas diferentes e em 3 tempos distintos para cada liga, em um banho de sais fundidos.

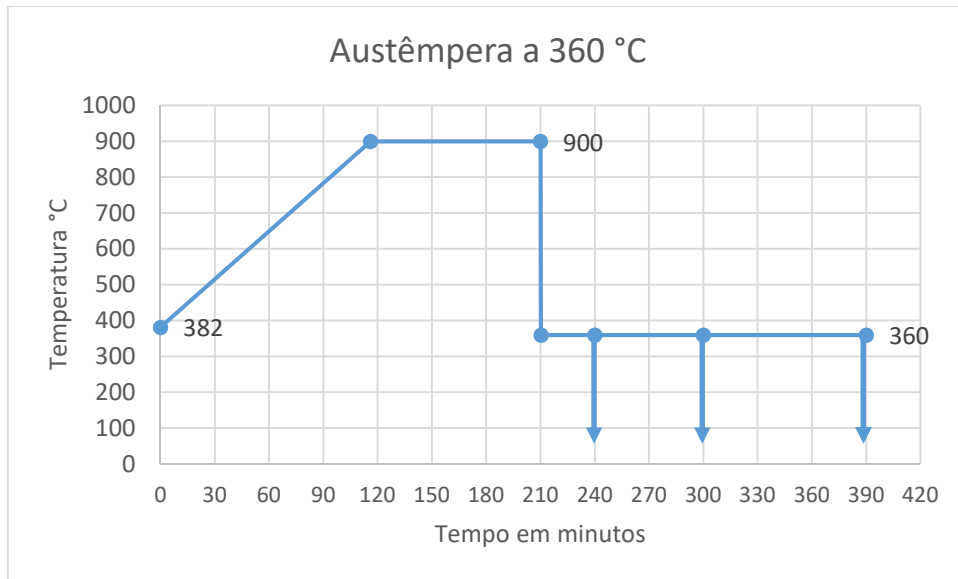
No primeiro tratamento, foram austemperados 12 corpos de prova de cada liga fundida a 360°C, divididos em 3 intervalos de tempos distintos conforme descrição seguinte:

- a) Após 30 minutos de tratamento, 4 amostras de cada liga foram retiradas do banho, lavadas em água a 80°C e identificadas;
- b) Na sequência com 90 minutos de tratamento, 4 amostras de cada liga foram retiradas do banho, lavadas em água a 80°C e identificadas;
- c) Decorridos 180 minutos, mais 4 amostras de cada liga foram retiradas do banho, lavadas em água a 80°C e identificadas.

A mesma metodologia foi seguida para o tratamento de austêmpera a 300°C.

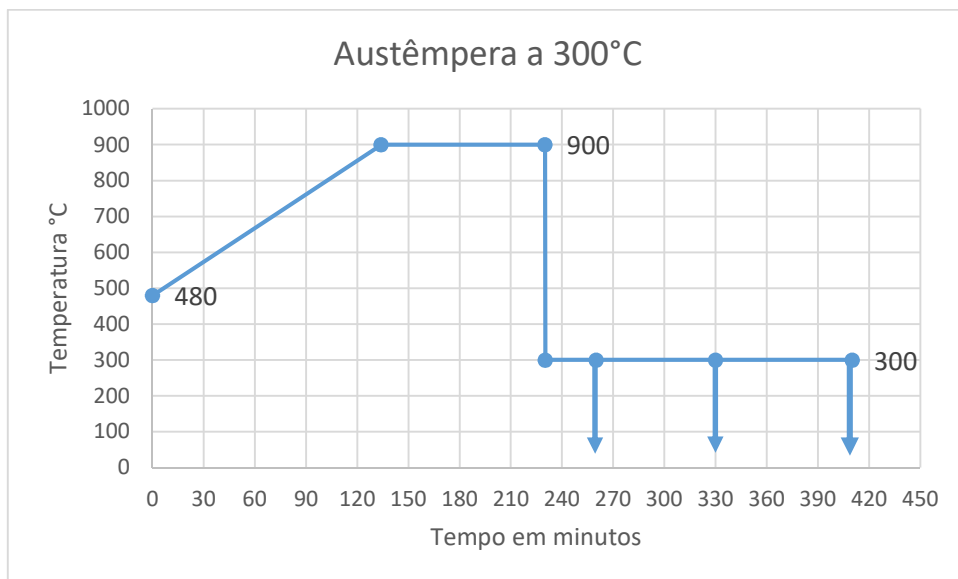
Os ciclos realizados para os tratamentos térmicos podem ser visualizados na Figura 39 para austêmpera a 360°C e Figura 40 para austêmpera a 300°C.

Figura 39 - Ciclo de tratamento para austêmpera a 360°C



Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

Figura 40 - Ciclo de tratamento para austêmpera a 300°C



Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

4.1.6 Análises metalográficas das ligas austemperadas

Após os tratamentos térmicos, foi retirada uma amostra da parte inferior do corpo de prova de cada liga para cada variável de tratamento térmico de austêmpera efetuado. As mesmas foram então enviadas para os laboratórios de metalografia do Centro Tecnológico de Fundição Marcelino Corradi (CETEF) para a realização das

análises micrográficas. Foi utilizado o microscópio óptico OLYMPUS™, modelo GX51, para identificação e quantificação dos microconstituintes da matriz metálica com o reagente nital 4%.

4.1.7 Ensaios de dureza

Os ensaios de dureza das ligas pós tratamento, seguiram as orientações da norma ASTM E18 - 20 (*Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials*). Um corpo de prova de cada liga foi selecionado para cada variável de tratamento térmico para este ensaio. As amostras foram retificadas para remoção da camada de decarbonetação gerada no processo de austenitização. Foram realizadas 10 medições (LAINO; DOMMARCO; SIKORA, 2006) em pontos distintos em cada corpo de prova para determinação da dureza *Rockwell C* (HRC) média e testes estatísticos. O equipamento utilizado foi um durômetro de bancada da marca Mitutoyo™, modelo TWIN da Figura 41. Neste ensaio, foi utilizado um penetrador com ponta de diamante de 120°, sendo aplicada uma carga de 150 kgf.

Figura 41 - Durômetro de bancada da Fundição Batatais



Fonte: Do autor, 2020

4.1.8 Ensaios de microdureza

Foram realizadas medições de microdureza *Vickers* (HV). O procedimento foi baseado na norma ASTM E92 - 17 (*Test Methods for Vickers Hardness and Knoop*

Hardness of Metallic Materials). Para este ensaio, foi também selecionado um corpo de prova de cada liga para cada variável de tratamento térmico. As amostras foram embutidas em resina para análise de microdureza da matriz na seção transversal do corpo de prova. Após o embutimento, as amostras foram lixadas em lixas de granulação 220, 400, 600 de forma sequencial e polidas com alumina de granulometria de 1 μm . Todas as amostras foram atacadas com nital 4% para identificação dos microconstituintes da matriz. Para a microdureza da matriz, foram realizadas 10 medições (LAINO; DOMMARCO; SIKORA, 2006; PIMENTEL, 2016) em pontos distintos da matriz para determinação da microdureza média e testes estatísticos. Utilizou-se um penetrador com ponta de diamante de 136°, onde foi aplicada uma carga de 100 gramas durante 10 segundos. Para as medições das microdurezas dos carbonetos, foram realizadas também 10 medições (LAINO; SIKORA; DOMMARCO, 2008) em carbonetos distintos da amostra para determinação da microdureza média e testes estatísticos com o mesmo penetrador, aplicando-se uma carga de 25 gramas durante 10 segundos. O equipamento utilizado foi um microdurômetro de bancada da marca HV1000™, da Figura 42.

Figura 42 - Microdurômetro da Fundição Batatais



Fonte: Do autor, 2020

4.1.9 Ensaios de abrasão

Para os ensaios de abrasão, foram seguidas as orientações da norma ASTM G65 - 00 (*Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus*), em roda de borracha. Foi utilizado o abrasômetro da Figura 43.

Figura 43 - Abrasômetro da Fundição Batatais



Fonte: Do autor, 2020

Para a realização do ensaio, uma força de 130 Newtons foi aplicada ao corpo de prova contra a roda de borracha, durante todo o tempo de ensaio.

O tempo de ensaio foi determinado pela previsão da quantidade de mm^3 de metal removida em cada amostra, conforme determina os procedimentos da norma. Para as ligas 1, 2 e 3 foi utilizado o procedimento B da norma, que prescreve 2.000 rotações da roda de borracha contra o corpo de prova. Para a liga 4, com maior quantidade de carbonetos e com tendência de maior resistência a abrasão, optou-se pelo procedimento A, que padroniza 6.000 rotações da roda de borracha contra o corpo de prova. O número de rotações foi convertido em tempo de ensaio e o resultado da perda volumétrica de material ensaiado, foi dado em $\text{mm}^3/\text{minuto}$ para efeito de comparação entre as ligas.

O abrasivo utilizado foi areia de sílica com granulometria de 55,38 AFS e distribuição granulométrica de acordo com a Tabela 7.

Tabela 7 - Distribuição granulométrica da areia utilizada no teste de abrasão

Abertura da peneira (mm)	Percentual retido (%)
0,85	0,0
0,60	0,07
0,425	3,09
0,300	17,34
0,212	47,50
0,150	28,17
0,106	3,37
0,075	0,45
0,053	0,02

Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

A Figura 44 mostra o formato dos grãos de areia de sílica utilizados no ensaio de abrasão obtida através de microscópio estereoscópio dos laboratórios do Centro Tecnológico de Fundição Marcelino Corradi (CETEF), sendo classificados na sua maioria de formato subangular.

Figura 44 - Estrutura dos grãos de areia utilizados no ensaio de abrasão



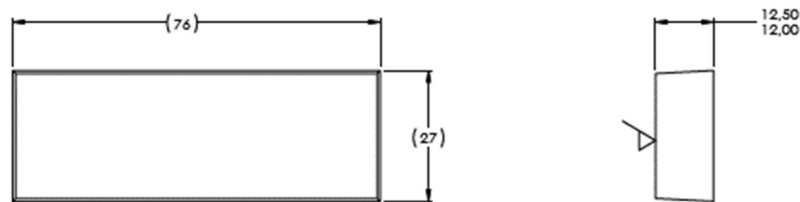
Fonte: Do autor, 2020

A borracha vulcanizada empregada na roda foi uma borracha clorobutílica, com dureza de 60 Shore A.

O fluxo de areia no bico do abrasômetro foi ajustado para ficar entre 300 gramas/minuto a 400 gramas/minuto.

Para este ensaio, foi selecionado também um corpo de prova para cada liga em cada variável de austêmpera. Foram retirados de cada corpo de prova tratado, 2 corpos de prova de abrasão, sendo que estes tiveram as duas faces de teste retificadas em uma retífica plana, com dimensões finais conforme Figura 45. Os testes de abrasão foram realizados nas duas faces de cada corpo de prova, totalizando 4 medições por variável de tratamento (LAINO; DOMMARCO; SIKORA, 2006; PIMENTEL, 2016), para determinação da média e testes estatísticos.

Figura 45 - Dimensões do corpo de prova a abrasão



Fonte: ASTM G65 - 00, 2000

O cálculo da resistência à abrasão das ligas, foi baseado na perda volumétrica do material pelo tempo do ensaio em minutos, conforme demonstra a Equação 4:

$$\text{Perda volume (mm}^3 \text{)}/\text{min} = \frac{\text{perda massa (g)}}{\text{densidade (g/cm}^3 \text{)}} \times 1000 \div \text{tempo (minutos)} \quad (4)$$

Para tanto, foi determinada a densidade das ligas dividindo-se o peso em gramas de um corpo de prova retificado pelo seu volume em cm³, com o uso de balança analítica de precisão 0,001g e micrômetro milesimal, ao qual o valor encontrado para a densidade média foi de 7,18 g/cm³.

A pesagem dos corpos de prova de abrasão foi feita antes e após o ensaio em uma balança analítica, com precisão de 0,001g.

O diâmetro da roda de borracha foi medido ao final de cada ensaio. Desta forma, a razão entre o diâmetro inicial da roda e o diâmetro ao final do ensaio, foi

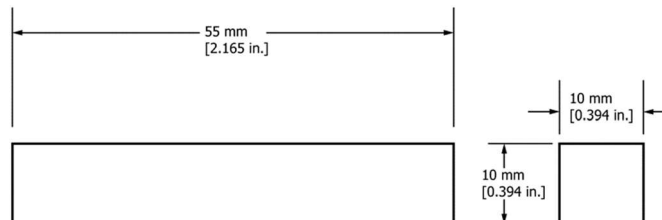
multiplicada com a perda volumétrica encontrada no ensaio, para compensar o desgaste ocasionado na borracha, conforme especifica a norma.

Após o ensaio de abrasão, foi realizada uma análise de microestrutura em microscópio MEV através do equipamento JEOL – JSM-6510L dos laboratórios do Centro Tecnológico de Fundição Marcelino Corradi (CETEF) na superfície desgastada da liga que apresentou a menor perda volumétrica nos ensaios, para verificar o resultado da interação entre material e o abrasivo.

4.1.10 Ensaio de impacto

Os testes foram realizados de acordo com a norma ASTM A327/A327 M - 11 (*Standard Test Methods for Impact Testing of Cast Irons*), em corpos de prova sem entalhe, conforme detalha a Figura 46. Para o ensaio de impacto, um corpo de prova também foi selecionado para cada liga em cada variável de tratamento térmico. Foram retirados 4 corpos de prova de impacto de cada corpo de prova para determinação da média e testes estatísticos (LAINO; DOMMARCO; SIKORA, 2006; PIMENTEL, 2016). As amostras foram fresadas e na sequência retificadas na superfície de teste em uma retífica plana (Figura 46).

Figura 46 - Corpo de prova para teste de impacto



Fonte: ASTM 327/A327 M-11, 2017

As tolerâncias dimensionais das amostras seguiram as determinações da norma, conforme Tabela 8:

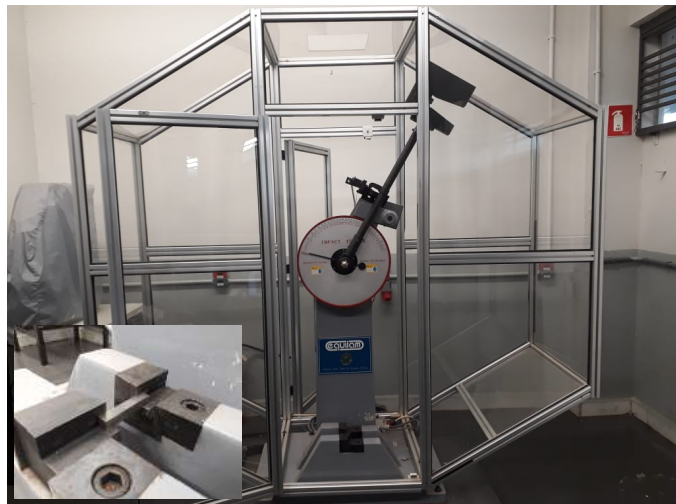
Tabela 8 - Tolerâncias dos corpos de prova Charpy

Característica	Tolerância
Largura	$\pm 0,03$ mm
Comprimento	+0,0 mm / - 2,50 mm
Graus adjacentes	$90^\circ \pm 10$ minutos

Fonte: ASTM 327/A327 M - 11, 2017

Foi utilizado neste ensaio, a máquina de ensaios Charpy da marca Equilam™, com pêndulo de impacto de 150 joules da Figura 47.

Figura 47 - Máquina de ensaio Charpy da UFTM



Fonte: Do autor, 2020

Os ensaios foram realizados à temperatura de 24°C.

5 ANÁLISE ESTATÍSTICA

Para as análises estatísticas dos testes realizados, foi utilizado o *software* Minitab™ v.17.1.

Foram realizados os testes clássicos de média, desvio padrão e cálculo dos intervalos de confiança sobre os valores encontrados em cada grupo de ensaios realizados, ao nível de confiança de 95%. O tamanho das amostras se baseou em estudos já conduzidos sobre o tema por diferentes autores, conforme descrito anteriormente.

De forma complementar, realizou-se testes de comparação entre as médias dos resultados das amostras austemperadas para os ensaios de microdureza, dureza, resistência a abrasão e resistência ao impacto, para verificar os efeitos das variáveis tempo e temperatura nestas propriedades em cada liga do estudo. Para comparação dos efeitos destas variáveis, foi realizado o teste de Anova *One Way*, comparando as médias entre os grupos ao nível de confiança de 95%. Na tabela de Anova, considerou-se as seguintes hipóteses para os testes:

_ Hipótese nula: Todas as médias são iguais, $P_valor \geq 0,05$;

_ Hipótese alternativa: No mínimo uma média é diferente, $P_valor < 0,05$.

Foi realizado de forma complementar, o teste Tukey de comparações múltiplas dos intervalos de confiança entre grupos, para identificar as médias de cada grupo analisado no teste de Anova. Neste teste, grupos que compartilham as mesmas letras, possuem médias significativamente iguais, ao passo que grupos com letras diferentes, possuem médias estatisticamente diferentes.

Para validação dos testes de Anova, foram realizados os testes de igualdade de variâncias (homocedasticidade) e normalidade dos erros do modelo, onde:

_ $P_valor \geq 0,05$, as variâncias são iguais e existe normalidade dos erros;

_ $P_valor < 0,05$, as variâncias e/ou os erros não são normais.

6 RESULTADOS E DISCUSSÃO

6.1 ANÁLISE QUÍMICA

As composições químicas finais de cada liga são evidenciadas na Tabela 9.

Tabela 9 - Composição química da ligas fundidas

Elemento	Liga 1	Liga 2	Liga 3	Liga 4
Carbono (%)	3,64	3,66	3,67	3,66
Silício (%)	2,31	2,30	2,36	2,28
Manganês (%)	0,401	0,400	0,413	0,433
Cromo (%)	0,045	0,845	1,28	1,48
Enxofre (%)	0,017	0,016	0,020	0,017
Fósforo (%)	0,086	0,087	0,088	0,079
Cobre (%)	0,829	0,822	0,852	0,880
Magnésio (%)	0,043	0,042	0,038	0,038
Alumínio (%)	0,013	0,012	0,012	0,013
Molibdênio (%)	0,001	0,0005	0,0005	0,0005
Níquel (%)	0,008	0,010	0,012	0,013
CE (%)	4,43	4,45	4,48	4,44

Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

Os teores dos elementos encontrados, ficaram dentro do esperado para a maioria dos elementos, conforme indicação da norma ASTM A897/A897 - M16. Na liga 4, o teor de silício ficou ligeiramente inferior ao mínimo de 2,3% sugerido pela norma, mas nada que impactasse no processo. O teor de fósforo ficou acima da indicação da norma de 0,040% máximo para todas as ligas e sua incorporação se deve às matérias primas utilizadas. Teores de fósforo menores que 0,040%, reduzem a tendência de formação do eutético fosforoso (α +Fe₃P) intercelular chamado de esteadita nas ligas de ADI, diminuindo a tenacidade do material, podendo prejudicar também o processo de usinagem de peças que necessitam desta operação devido a sua alta dureza (NASCIMENTO; SANTANA, 2016). No entanto em ligas que empregam carbonetos em sua microestrutura como no caso das ligas de CADI, muitos

autores citam que a esteadita poderá estar associada a estes carbonetos na forma de um eutético ternário ($\alpha + \text{Fe}_3\text{P} + \text{Fe}_3\text{C}$), sendo este eutético extremamente importante em ferros fundidos destinados à aplicações de desgaste devido a sua alta dureza (COLPAERT, 2008; NASCIMENTO; SANTANA, 2016). Os teores de cromo foram adicionados propositalmente para formação de carbonetos e ficaram dentro dos limites planejados para os testes. Os valores de carbono equivalente (CE) entre as ligas, também se encontram muito próximos, dentro dos limites sugeridos pela norma.

6.2 CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS BRUTAS

6.2.1 Morfologia da grafita

Os resultados referentes à morfologia das grafitas de cada liga se encontram na Tabela 10. A classificação da grafita foi realizada por *software* analisador de imagens, em 10 regiões distintas de cada amostra, de acordo com a norma ASTM A247 - 17.

Tabela 10 - Morfologia das grafitas

Características	Liga 1	Liga 2	Liga 3	Liga 4
Tipo de grafita	I/II	I/II	I/II	I/II
Tamanho dos nódulos	6 a 8	6 a 8	6 a 8	6 a 8
Número médio de nódulos / mm ²	492,6	435,1	359,1	325,0
Desvio padrão	11,9	33,4	20,9	13,4
Intervalo de confiança (95%)	(484,1; 501,1)	(411,2; 459,0)	(344,2; 374,0)	(315,8; 334,6)
Grau médio de nodularidade (%)	96,10	92,60	96,47	97,12
Desvio Padrão	0,010	0,008	0,008	0,006
Intervalo de confiança (95%)	(95,3; 96,7)	(92,0; 93,15)	(95,8; 97,1)	(96,6; 97,6)
Fração média de grafita (%)	12,40	12,99	10,02	11,38
Desvio Padrão	0,3	0,4	0,4	0,4
Intervalo de confiança (95%)	(12,1; 12,6)	(12,7; 13,27)	(9,74; 10,3)	(11,1; 11,7)

Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

As grafitas obtidas durante o tratamento do metal, foram do tipo I e tipo II, dentro do que se espera para uma liga de nodular. Verifica-se uma redução gradual do número de nódulos médios de grafita nas ligas com maior teor de cromo devido ao efeito do cromo na redução dos intervalos entre as temperaturas do eutético estável e metaestável, gerando uma menor quantidade de núcleos de grafita (SANTOS; BRANCO, 1977). O grau de nodularidade das ligas, ficaram dentro de valores desejáveis para ferros fundidos submetidos ao tratamento de austêmpera. Os tamanhos dos nódulos encontrados se mantiveram constantes para todas as ligas.

6.2.2 Percentual de carbonetos

Os percentuais de carbonetos por unidade de área foram determinados por análise de contraste nas amostras atacadas com nital 4%, com o auxílio do *software* analisador de imagens. As análises foram realizadas em 10 regiões distintas da amostra, para determinação do valor médio, desvio padrão e intervalo de confiança conforme Tabela 11. Os resultados das medições individuais encontram-se no apêndice A.

Tabela 11 - Percentual de carbonetos na liga

Amostra	Fração de Carbonetos (%)	Desvio Padrão (%)	Intervalo de confiança (95%)
Liga 1	0,0	0,0	0,0
Liga 2	7,28	0,46	(6,95; 7,60)
Liga 3	13,99	0,47	(13,66; 14,32)
Liga 4	18,52	0,60	(18,09; 18,95)

Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

Verifica-se a efetividade do elemento cromo em gerar carbonetos, sendo verificado o aumento crescente da proporção de carbonetos com o seu aumento na liga para as mesmas condições de velocidade de resfriamento.

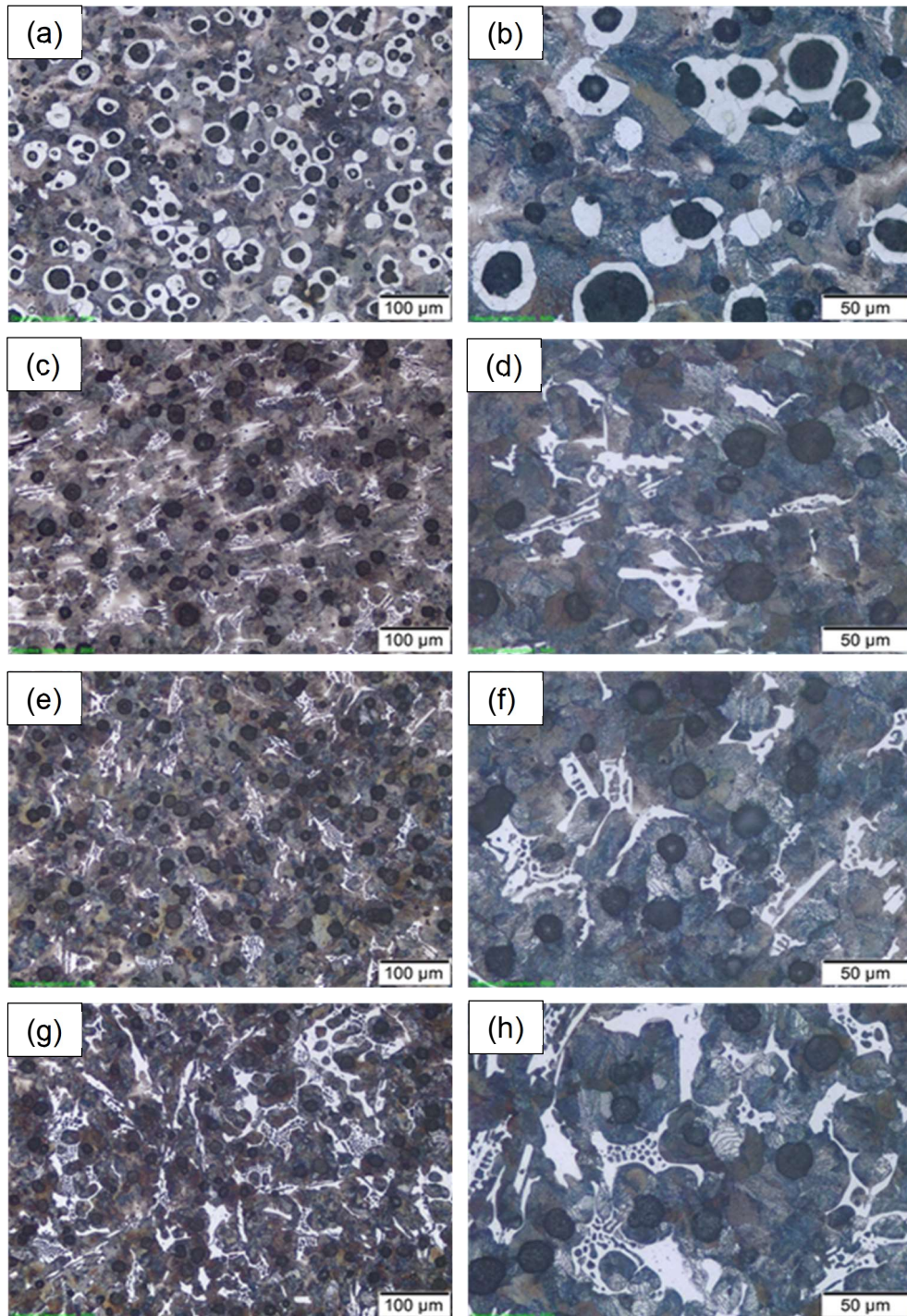
6.2.3 Resultados das análises microestruturais da matriz

As micrografias da Figura 48, evidenciam as microestruturas de cada liga, atacadas com nital 4% e ampliadas em 200/500 vezes respectivamente.

A microestrutura da liga 1 sem cromo, evidencia uma matriz com 81,80% de perlita e 18,20% de ferrita, sendo esta ferrita formada no contorno dos nódulos de grafita, com raros traços de esteadita.

Para as demais ligas onde se empregou o cromo para a formação de carbonetos, tem-se uma matriz perlítica com a presença de ledeburita transformada (carboneto eutético + perlita) (COLPAERT, 2008). A presença de carbonetos indica que nestas regiões a solidificação se deu pelo equilíbrio metaestável, com a formação do eutético constituído de austenita + carboneto, onde na reação eutetóide, a austenita se transformou em perlita. Não se percebe a presença de esteadita após o ataque nas amostras com carbonetos, sendo que a mesma pode estar associada aos carbonetos eutéticos existentes, formando um eutético ternário (NASCIMENTO; SANTANA, 2016). Dado o efeito potencial do cromo como elemento formador de carbonetos na reação eutética e perlitzante na reação eutetóide, o aumento do teor de perlita na estrutura já era esperado, o que contribui para o processo de saturação de carbono na austenita durante a austenitização da liga, visto que a perlita já contém 0,7% de carbono (CARMO; DIAS, 2001).

Figura 48 - Microestruturas das ligas brutas. (a) 200x e (b) 500x: Liga 1, perlita e ferrita. (c) 200x e (d) 500x: Liga 2, perlita e ledeburita. (e) 200x e (f) 500x: Liga 3, perlita e ledeburita. (g) 200 x e (h) 500x: Liga 4, perlita e ledeburita



Fonte: Do autor, 2020

6.2.4 Microdureza dos carbonetos

O ensaio de microdureza Vickers (HV 0,025) foi realizado em 10 carbonetos aleatórios em cada amostra das ligas e os resultados individuais encontram-se no apêndice B. O valor médio das microdurezas, desvio padrão e intervalo de confiança das médias, encontra-se na Tabela 12.

Tabela 12 - Microdurezas dos carbonetos brutos

Amostra	Média (HV 0,025)	Desvio Padrão	Intervalo de confiança (95%)
Liga 2	950,4	132,3	(856,6; 1044,2)
Liga 3	911,6	145,6	(817,8; 1005,4)
Liga 4	928,7	155,1	(834,9; 1022,5)

Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

Através do teste Anova *One Way*, verificou-se que as médias das microdurezas dos carbonetos entre as ligas ao nível de confiança de 95%, são estatisticamente iguais (Anova P_valor > 0,05), conforme demonstra a Tabela 13. O teste Tukey confirma a igualdade das médias de microdureza pela comparação múltipla entre os intervalos de confiança das ligas, com a igualdade das letras para todas as ligas (liga 2: agrupamento a, liga 3: agrupamento a, liga 4: agrupamento a).

Tabela 13 - Teste Anova para microdurezas dos carbonetos

Anova P_Valor	Homocedasticidade P_Valor (Teste Levene)	Normalidade P_Valor	Teste Tukey Agrupamento		
			Liga 2	Liga 3	Liga 4
0,83	0,95	> 0,1	a	a	a

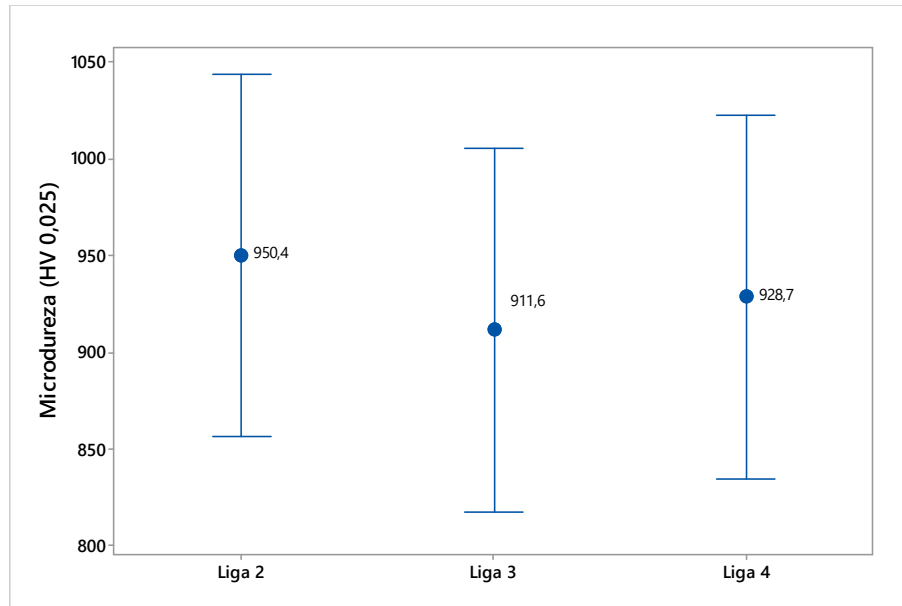
Legenda:

a - representação dos agrupamentos de Tukey para média.

Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

Na Figura 49, verifica-se a distribuição gráfica dos intervalos de confiança das médias para microdureza dos carbonetos de cada liga testada.

Figura 49 - Microdurezas Vickers dos carbonetos



Fonte: Do autor, 2020

Os intervalos de confiança para microdureza média dos carbonetos demonstrados acima, indicam valores um pouco inferiores aos citados por Laino et al. (2006) em seus estudos, que foram da ordem de 1100 Vickers (HV 0,2) para carbonetos classificados como eutéticos, ligados com cromo e molibdênio.

Através dos resultados das análises químicas realizadas nos carbonetos das ligas testadas neste estudo através de espectrometria de dispersão de energia (EDS), verificou-se que os teores de cromo encontrados estão bem acima dos teores encontrados nas análises químicas realizadas via espectrometria óptica, em decorrência dos efeitos da termodinâmica e cinética de formação destas fases durante a solidificação.

A Tabela 14 evidencia os teores percentuais dos elementos cromo e manganês encontrados nos carbonetos, medidos em 6 pontos distintos de cada amostra para cada liga.

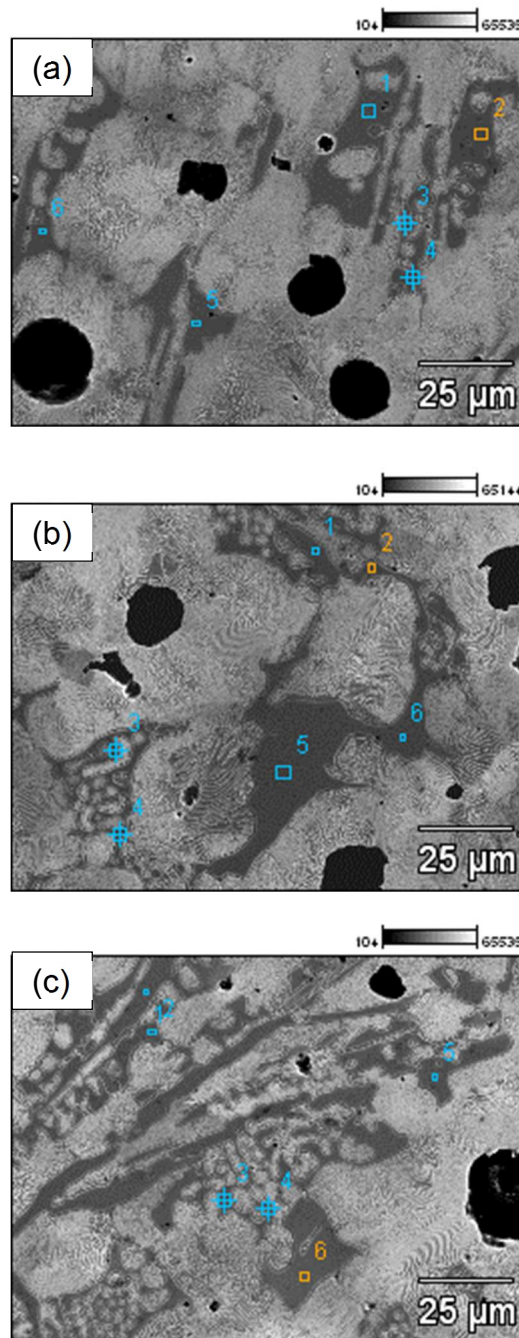
Tabela 14 - Análise química dos carbonetos nas ligas

Ligas	Medições	% Cromo	% Manganês
Liga 2 0,84% Cr	Ponto 1	3,63	1,62
	Ponto 2	3,10	1,14
	Ponto 3	3,34	1,49
	Ponto 4	2,71	1,40
	Ponto 5	3,83	1,11
	Ponto 6	4,05	1,10
	Médias	3,44	1,31
Liga 3 1,28% Cr	Ponto 1	3,50	0,83
	Ponto 2	3,49	1,02
	Ponto 3	3,50	0,94
	Ponto 4	3,62	1,00
	Ponto 5	3,47	1,09
	Ponto 6	5,35	1,28
	Médias	3,82	1,02
Liga 4 1,48% Cr	Ponto 1	3,83	1,02
	Ponto 2	3,76	0,86
	Ponto 3	3,64	0,91
	Ponto 4	4,36	1,18
	Ponto 5	4,16	1,03
	Ponto 6	3,82	0,96
	Médias	3,92	0,99

Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

Abaixo na Figura 50, são evidenciados os pontos onde as análises foram realizadas nos carbonetos em cada amostra das ligas em estudo.

Figura 50 - Pontos de análise EDS dos carbonetos nas ligas. (a): Liga 2, com 0,84% de cromo. (b): Liga 3, com 1,28% de cromo. (c): Liga 4, com 1,48% de cromo



Fonte: Do autor, 2020

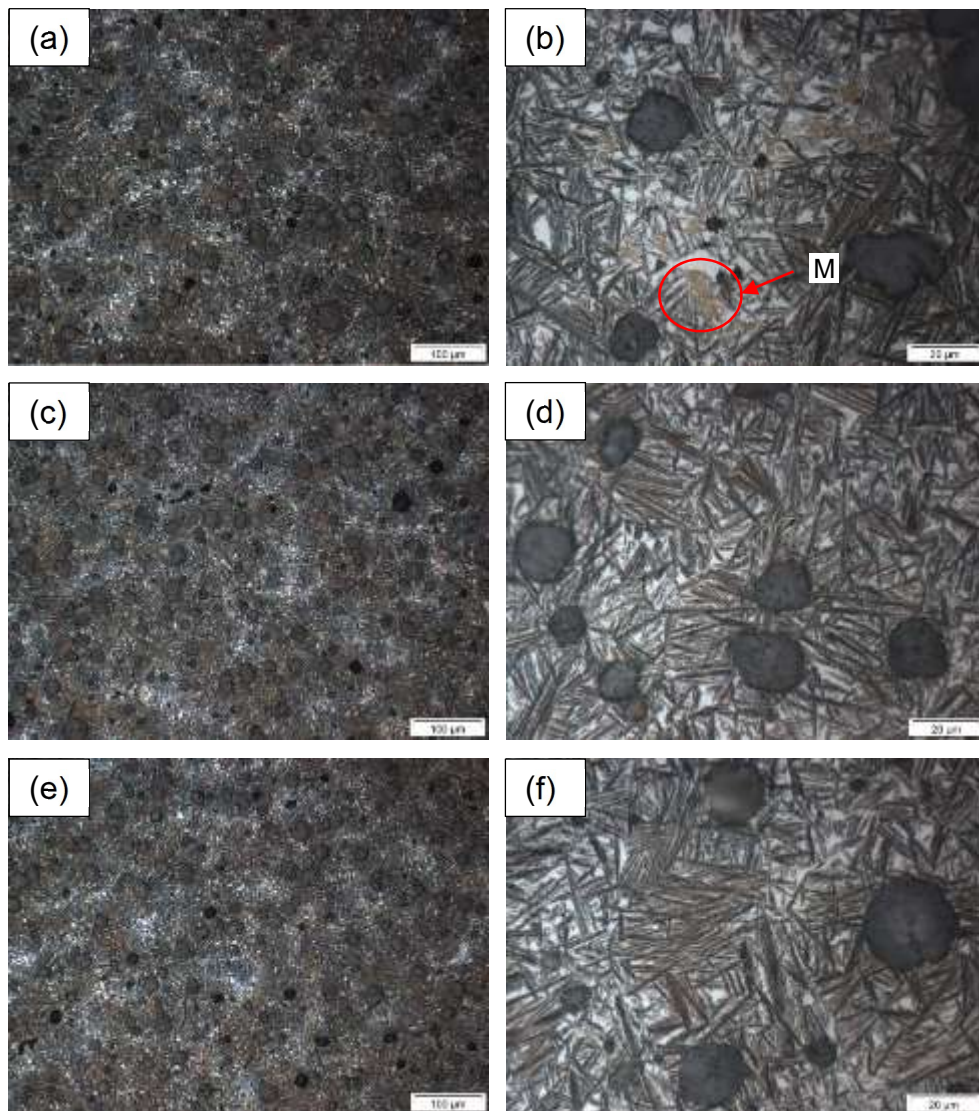
6.3 CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS AUSTEMPERADAS

6.3.1 Resultados das análises microestruturais da matriz

a) Liga 1:

As micrografias da Figura 51, evidenciam as microestruturas encontradas na liga 1 austemperada a 360°C, com aumentos de 200/500 vezes respectivamente.

Figura 51 - Microestruturas da liga 1 austemperada a 360°C. (a) 200x e (b) 500x: Liga 1 austemperada a 360°C por 30 minutos, ausferrita e martensita (M). (c) 200x e (d) 500x: Liga 1 austemperada a 360°C por 90 minutos, ausferrita. (e) 200x e (f) 500x: Liga 1 austemperada a 360°C por 180 minutos, ausferrita



Fonte: Do autor, 2020

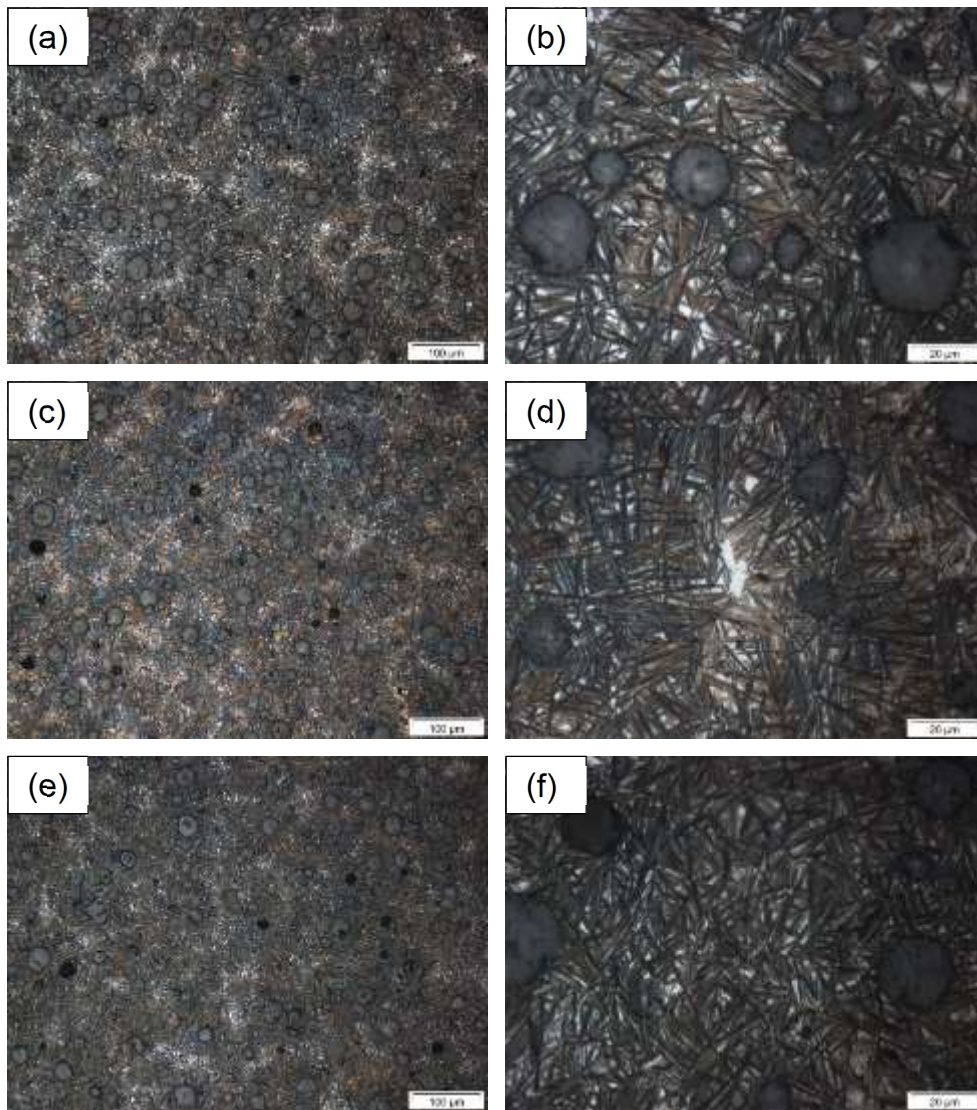
Verifica-se para todas as amostras após o ataque com nital 4%, uma matriz predominantemente ausferrítica composta de austenita e ferrita em formato de agulhas, com maior quantidade de austenita em regiões típicas dos contornos de células.

Na amostra de 30 minutos da Figura 51 (b), nota-se o aparecimento de martensita. O aparecimento de martensita neste tratamento indica que o tempo de tratamento não foi suficiente para completar o estágio I da reação em algumas regiões dos contornos das células eutéticas, indicando que a austenita nestas regiões, ainda estava instável termicamente, possivelmente com teores de carbono inferiores a 2%, elevando assim a temperatura de transformação martensítica, propiciando desta forma o aparecimento de martensita após o resfriamento a temperatura ambiente (CARMO; DIAS, 2001).

As micrografias da Figura 52, evidenciam as microestruturas encontradas para a liga 1 austemperada a 300°C, atacadas com nital 4% e com aumentos de 200/500 vezes respectivamente.

A matriz se apresenta predominantemente como ausferrítica, composta de austenita e ferrita na forma de agulhas, com menor quantidade de austenita na microestrutura em relação ao tratamento realizado a 360°C. As diferenças nas quantidades de austenita entre as temperaturas de tratamento se devem à velocidade de difusão do carbono da ferrita para austenita, sendo menor a velocidade na temperatura de 300°C, gerando menor quantidade de austenita na microestrutura quando comparada com as amostras tratadas a 360°C.

Figura 52 - Microestruturas da liga 1 austemperada a 300°C. (a) 200x e (b) 500x: Liga 1 austemperada a 300°C por 30 minutos, ausferrita. (c) 200x e (d) 500x: Liga 1 austemperada a 300°C por 90 minutos, ausferrita. (e) 200x e (f) 500x: Liga 1 austemperada a 300°C por 180 minutos, ausferrita

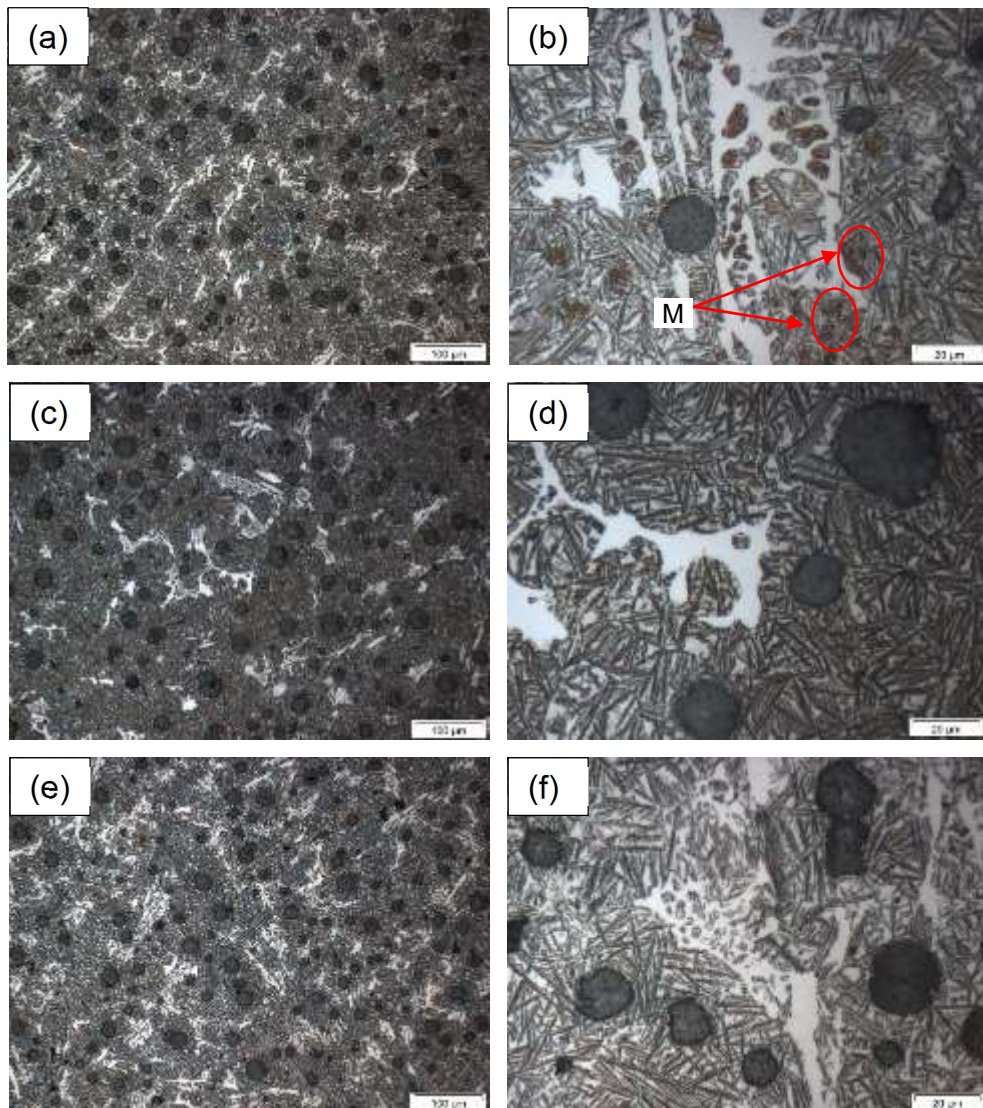


Fonte: Do autor, 2020

b) Liga 2:

As micrografias da Figura 53, evidenciam as microestruturas encontradas na liga 2 austemperada a 360°C, com aumentos de 200/500 vezes respectivamente.

Figura 53 - Microestruturas da liga 2 austemperadas a 360°C. (a) 200x e (b) 500x: Liga 2 austemperada a 360°C por 30 minutos, ausferrita, carbonetos eutéticos e martensita (M). (c) 200x e (d) 500x: Liga 2 austemperada a 360°C por 90 minutos, ausferrita e carbonetos eutéticos. (e) 200x e (f) 500x: Liga 2 austemperada a 360°C por 180 minutos, ausferrita e carbonetos eutéticos



Fonte: Do autor, 2020

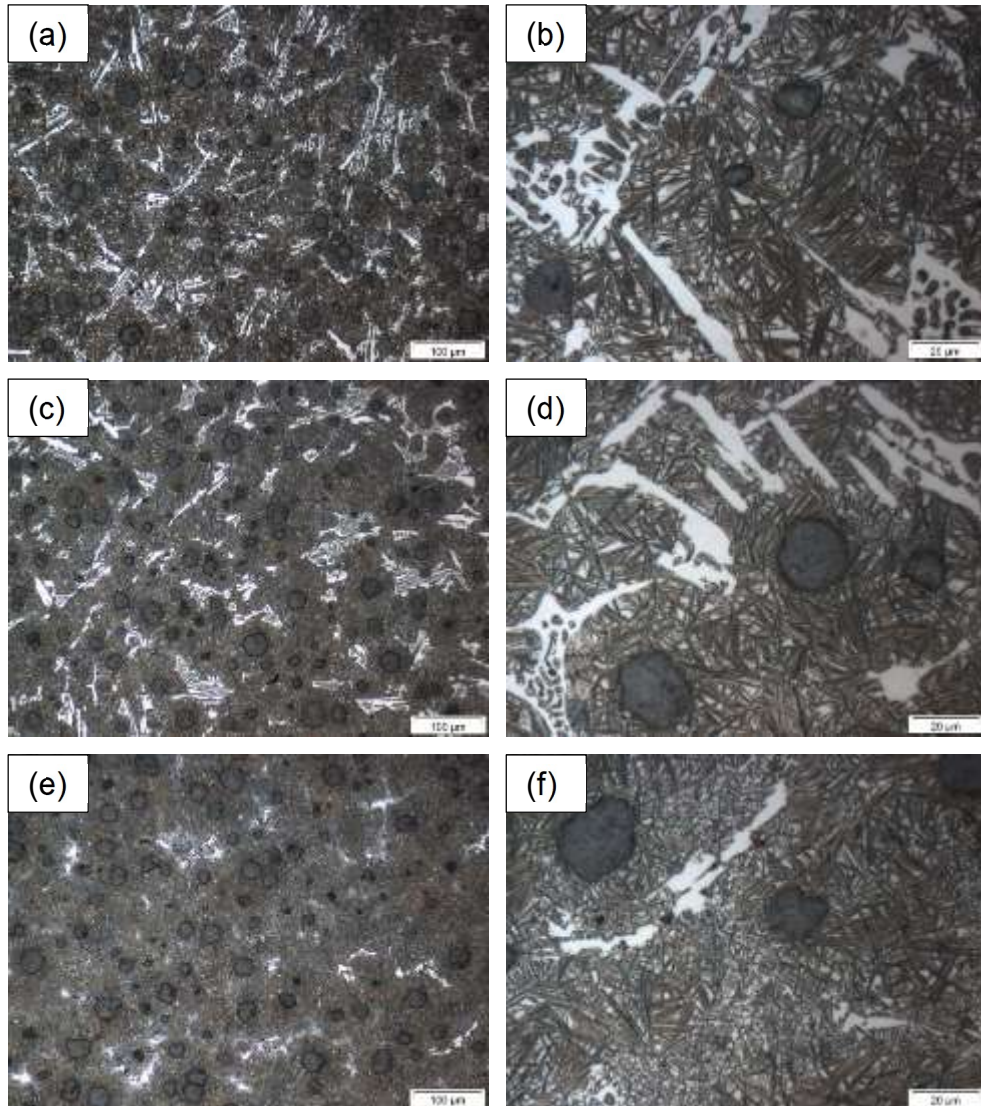
A matriz se apresenta após o ataque com nital 4%, predominantemente ausferrítica, composta de austenita e ferrita na forma de agulhas, com a presença de carbonetos eutéticos.

Para a amostra de 30 minutos da Figura 53 (b), foi verificado a presença de martensita nas regiões próximas aos carbonetos, indicando que nestas regiões a austenita ainda não havia se saturado de carbono, gerando martensita durante o resfriamento da liga após o tratamento.

As micrografias da Figura 54 apresentam as microestruturas encontradas no tratamento de austêmpera a 300°C para a liga 2, atacadas com nital 4% e com aumentos de 200/500 vezes respectivamente.

A matriz se apresenta predominantemente ausferrítica, composta de austenita e ferrita na forma de agulhas, com carbonetos eutéticos. Nota-se também uma menor quantidade de austenita na estrutura em relação ao tratamento realizado a 360°C devido a menor velocidade de difusão do carbono da ferrita para a austenita no tratamento a 300°C, como ocorrido na liga 1.

Figura 54 - Microestruturas da liga 2 austemperadas a 300°C. (a) 200x e (b) 500x: Liga 2 austemperada a 300°C por 30 minutos, ausferrita e carbonetos eutéticos. (c) 200x e (d) 500x: Liga 2 austemperada a 300°C por 90 minutos, ausferrita e carbonetos eutéticos. (e) 200x e (f) 500x: Liga 2 austemperada a 300°C por 180 minutos, ausferrita e carbonetos eutéticos

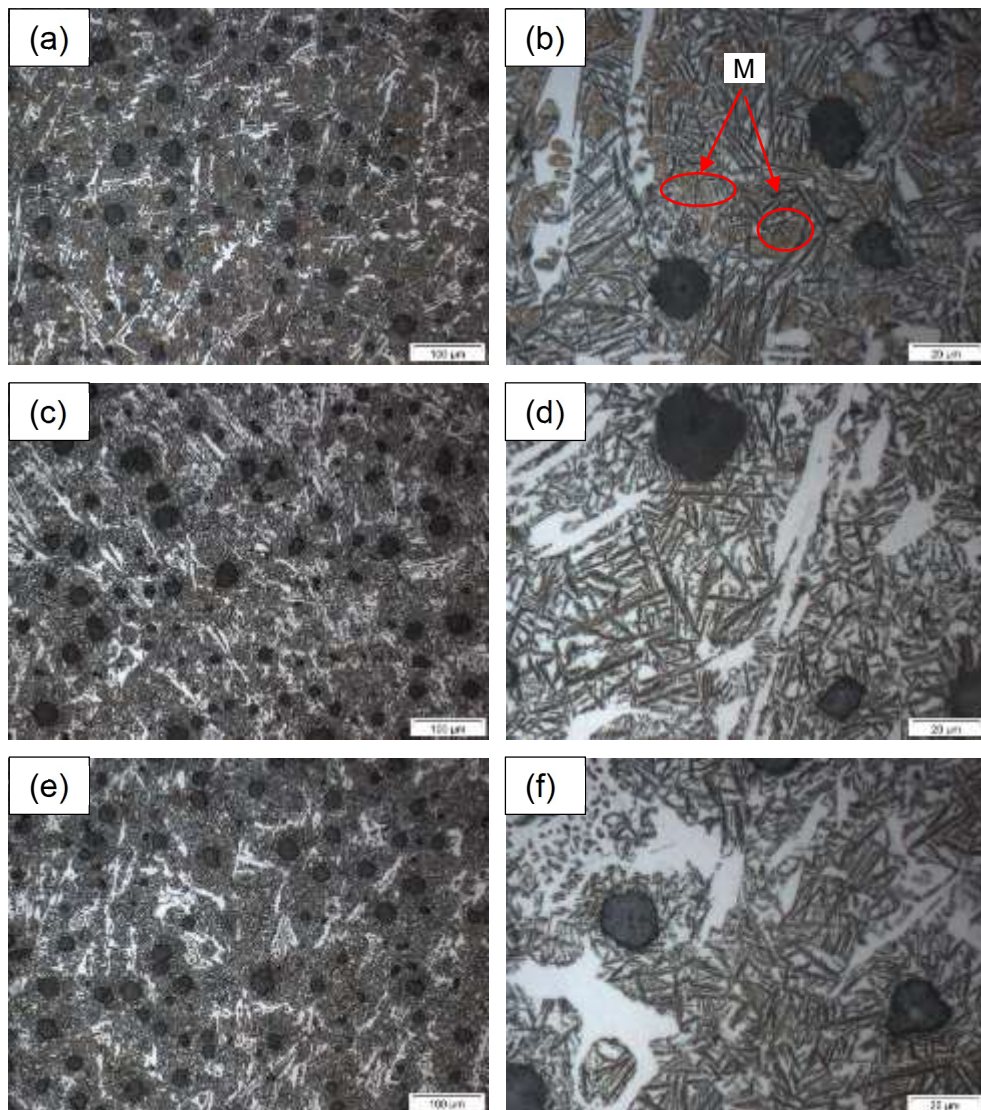


Fonte: Do autor, 2020

c) Liga 3:

As micrografias da Figura 55, evidenciam as microestruturas encontradas para a liga 3 austemperada a 360°C, com aumentos de 200/500 vezes respectivamente.

Figura 55 - Microestruturas da liga 3 austemperada a 360°C. (a) 200x e (b) 500x: Liga 3 austemperada a 360°C por 30 minutos, ausferrita, carbonetos eutéticos e martensita (M). (c) 200x e (d) 500x: Liga 3 austemperada a 360°C por 90 minutos, ausferrita e carbonetos eutéticos. (e) 200x e (f) 500x: Liga 3 austemperada a 360°C por 180 minutos, ausferrita e carbonetos eutéticos



Fonte: Do autor, 2020

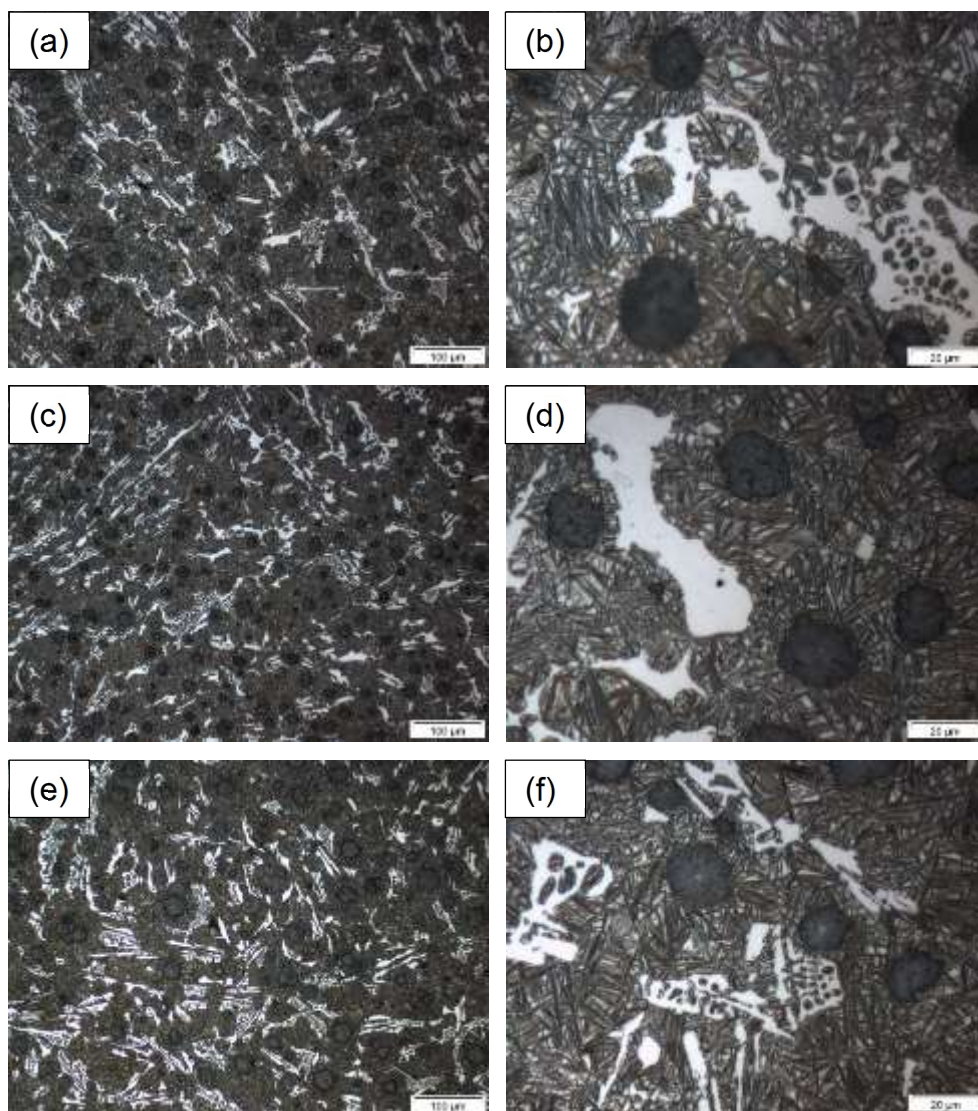
A matriz se apresenta após o ataque com nital 4%, como ausferrítica predominantemente, composta de austenita e ferrita na forma de agulhas e carbonetos eutéticos.

Assim como ocorreu na liga 2, também na liga 3 para o tratamento de 30 minutos representado pela Figura 55 (b), foi verificado a presença de martensita nas regiões próximas aos carbonetos, indicando que nestas regiões a austenita ainda não havia se saturado de carbono, estando instável termicamente, conforme já discutido anteriormente.

As micrografias da Figura 56, evidenciam as sequências das microestruturas encontradas no tratamento de austêmpera a 300°C, atacadas com nital 4% e com aumentos de 200/500 vezes respectivamente.

A matriz se apresenta ausferrítica predominantemente, composta de austenita e ferrita na forma de agulhas e carbonetos eutéticos, com menor quantidade de austenita na estrutura em relação ao tratamento realizado a 360°C, devido à menor velocidade de difusão do carbono da ferrita para austenita nesta temperatura, como ocorrido nas ligas 1 e 2.

Figura 56 - Microestruturas da liga 3 austemperadas a 300°C. (a) 200x e (b) 500x: Liga 3 austemperada a 300°C por 30 minutos, ausferrita e carbonetos eutéticos. (c) 200x e (d) 500x: Liga 3 austemperada a 300°C por 90 minutos, ausferrita e carbonetos eutéticos. (e) 200x e (f) 500x: Liga 3 austemperada a 300°C por 180 minutos, ausferrita e carbonetos eutéticos

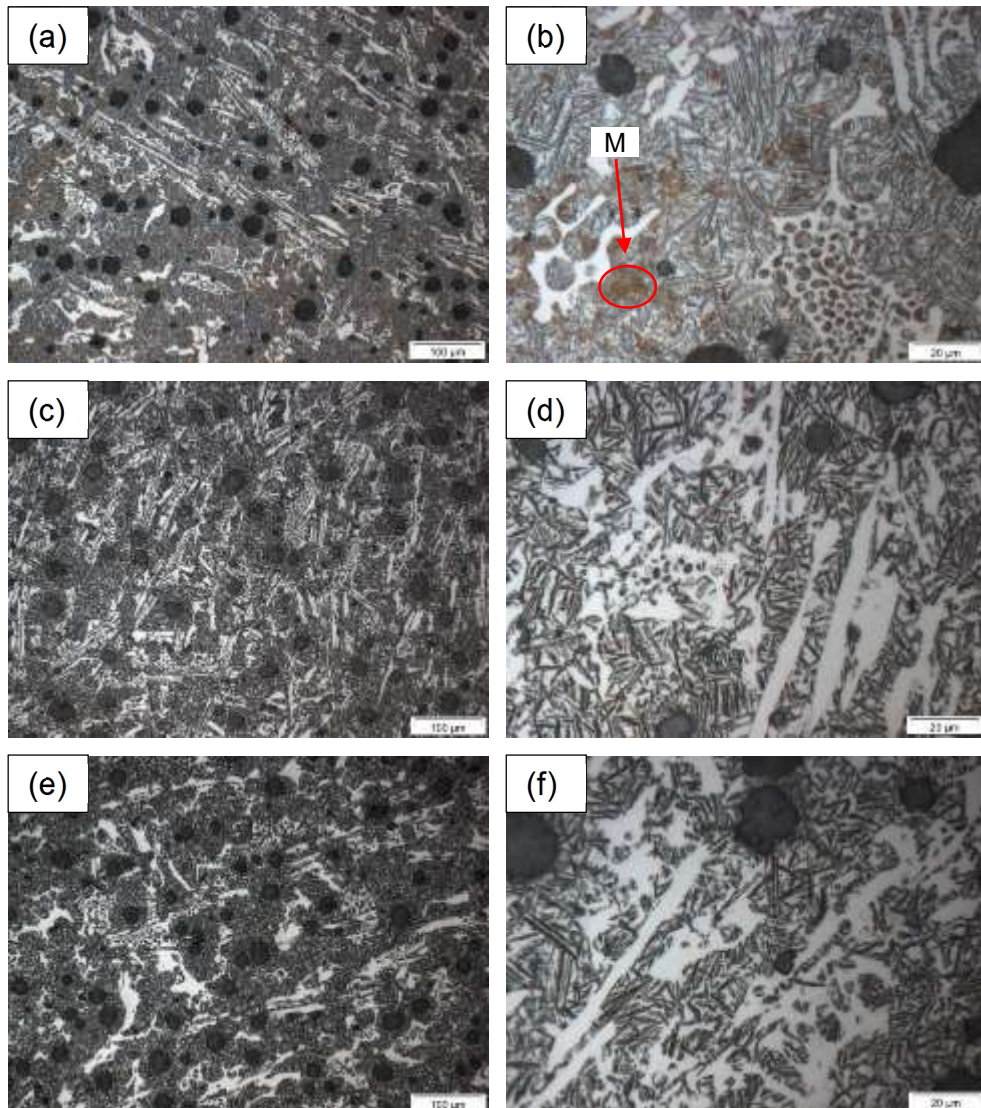


Fonte: Do autor, 2020

d) Liga 4:

As micrografias da Figura 57 evidenciam as microestruturas para a liga 4 austemperada a 360°C, com aumentos de 200/500 vezes respectivamente.

Figura 57 - Microestruturas da liga 4 austemperada a 360°C. (a) 200x e (b) 500x: Liga 4 austemperada a 360°C por 30 minutos, ausferrita, carbonetos eutéticos e martensita (M). (c) 200x e (d) 500x: Liga 4 austemperada a 360°C por 90 minutos, ausferrita e carbonetos eutéticos. (e) 200x e (f) 500x: Liga 4 austemperada a 360°C por 180 minutos, ausferrita e carbonetos eutéticos



Fonte: Do autor, 2020

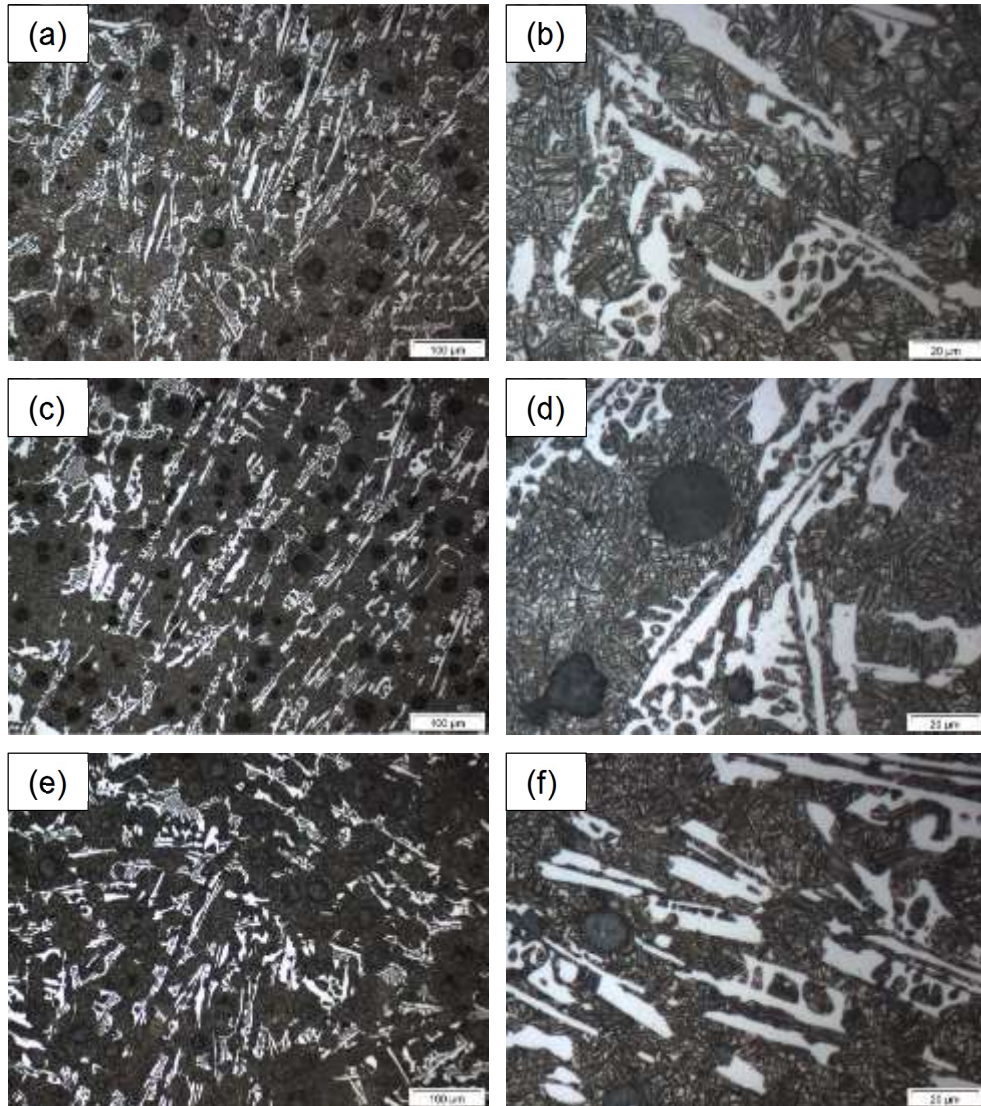
As microestruturas encontradas após o ataque com nital 4%, são formadas por ausferrita predominantemente, composta por austenita e ferrita na forma de agulhas e carbonetos eutéticos.

Assim como ocorreu nas ligas 2 e 3, também na liga 4 para a amostra de 30 minutos mostrada pela Figura 57 (b), foi verificado a presença de martensita nas regiões próximas aos carbonetos.

As micrografias da Figura 58 evidenciam as microestruturas encontradas para a liga 4 austemperada a 300°C, atacadas com nital 4% e com aumentos de 200/500 vezes respectivamente.

As microestruturas são formadas por ausferrita composta por austenita e ferrita na forma de agulhas e carbonetos eutéticos. A austêmpera realizada a 300°C, produziu uma ausferrita mais refinada, com a ferrita na forma de agulhas e menor quantidade de austenita na estrutura em relação ao tratamento realizado a 360°C, devido a menor velocidade de difusão de carbono da ferrita para a austenita conforme ocorrido nas ligas 1, 2 e 3.

Figura 58 - Microestruturas da liga 4 austemperada a 300°C. (a) 200x e (b) 500x: Liga 4 austemperada a 300°C por 30 minutos, ausferrita e carboneto eutético. (c) 200x e (d) 500x: Liga 4 austemperada a 300°C por 90 minutos, ausferrita e carboneto eutético. (e) 200x e (f) 500x: Liga 4 austemperada a 300°C por 180 minutos, ausferrita e carboneto eutético



Fonte: Do autor, 2020

6.3.2 Microdureza da matriz

A Tabela 15 evidencia os valores das microdurezas Vickers (HV 0,1) encontradas nas amostras austemperadas, medidas em 10 pontos distintos de cada amostra da matriz ausferrítica. Os resultados das medições individuais realizadas em cada liga, se encontram nos apêndices C, D, E, F.

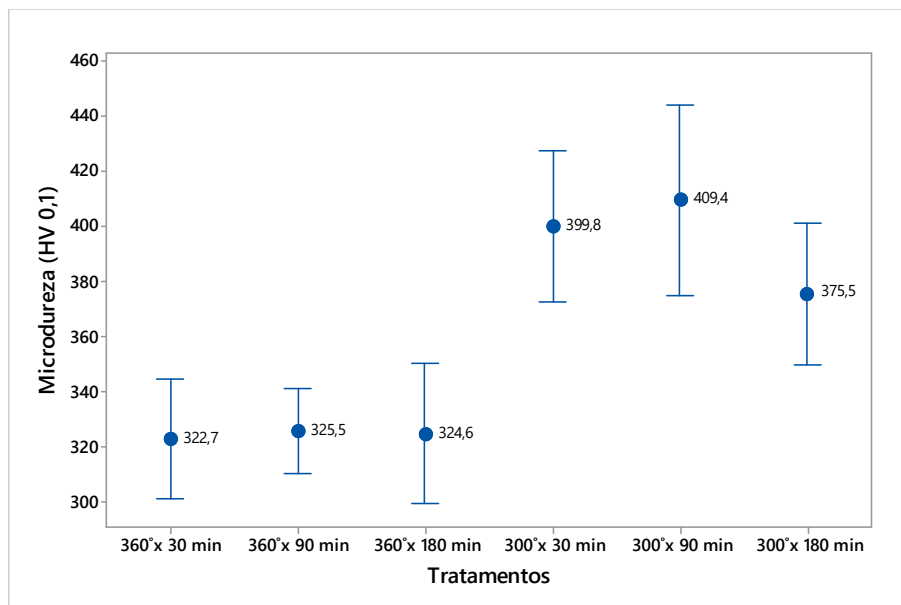
Tabela 15 - Microdureza Vickers da matriz nas amostras austemperadas

	Tratamentos	360°C 30 min.	360°C 90 min.	360°C 180 min.	300°C 30 min.	300°C 90 min.	300°C 180 min.
Liga 1	Média	322,7	325,5	324,6	399,8	409,4	375,5
	Desvio Padrão	30,40	21,93	35,4	38,5	48,1	36,1
	Intervalo de Confiança (95%)	(300,9; 344,4)	(309,8; 341,2)	(299,3; 349,9)	(372,2; 427,4)	(375,0; 443,8)	(349,7; 401,3)
Liga 2	Média	352,6	332,7	365,6	396,3	392,6	421,2
	Desvio Padrão	35,7	19,7	37,7	17,9	41,0	19,8
	Intervalo de Confiança (95%)	(327,0; 378,2)	(318,5; 346,9)	(338,6; 392,6)	(383,5; 409,1)	(363,2; 421,9)	(407,0; 435,4)
Liga 3	Média	359,9	358,3	351,5	409,1	406,4	400,7
	Desvio Padrão	30,26	23,73	17,46	36,8	31,9	41,7
	Intervalo de Confiança (95%)	(338,2; 381,5)	(341,3; 375,3)	(339,0; 364,0)	(382,8; 435,4)	(383,6; 429,2)	(370,9; 430,5)
Liga 4	Média	386,8	344,7	360,6	390,2	415,1	426,0
	Desvio Padrão	50,9	41,9	27,7	50,5	54,5	46,0
	Intervalo de Confiança (95%)	(350,4; 423,2)	(314,8; 374,6)	(340,7; 380,4)	(354,0; 426,4)	(376,1; 454,1)	(393,1; 458,9)

Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

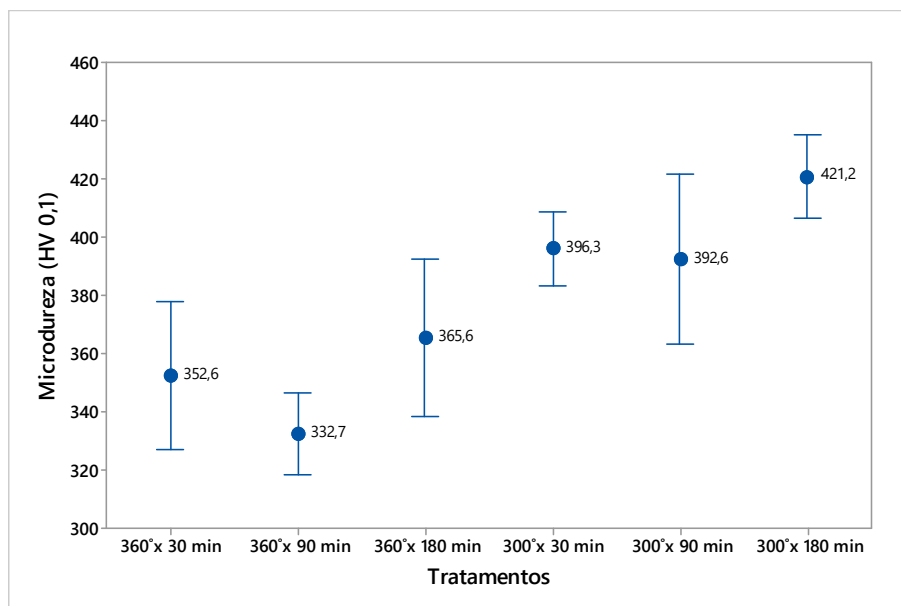
Verifica-se que para as maiores temperaturas empregadas no tratamento de austêmpera, menores médias de microdurezas foram encontradas quando comparadas com os tratamentos realizados em temperaturas menores. Estes resultados estão em concordância com as microestruturas obtidas após a austêmpera, pois em temperaturas maiores, maior a velocidade de difusão de carbono, produzindo estruturas com maiores quantidades de austenita ao passo que em menores temperaturas, se tem estruturas mais refinadas com menores quantidades de austenita. São evidenciadas as médias e intervalos de confiança dos resultados da Figura 59 à Figura 62 das ligas em estudo.

Figura 59 - Microdurezas Vickers (HV 0,1) - Liga 1



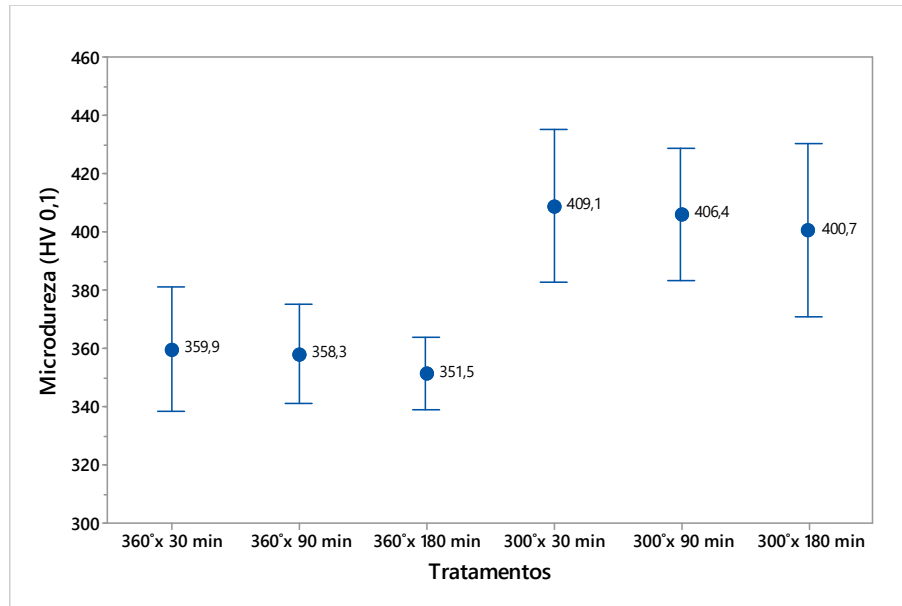
Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

Figura 60 - Microdurezas Vickers (HV 0,1) - Liga 2



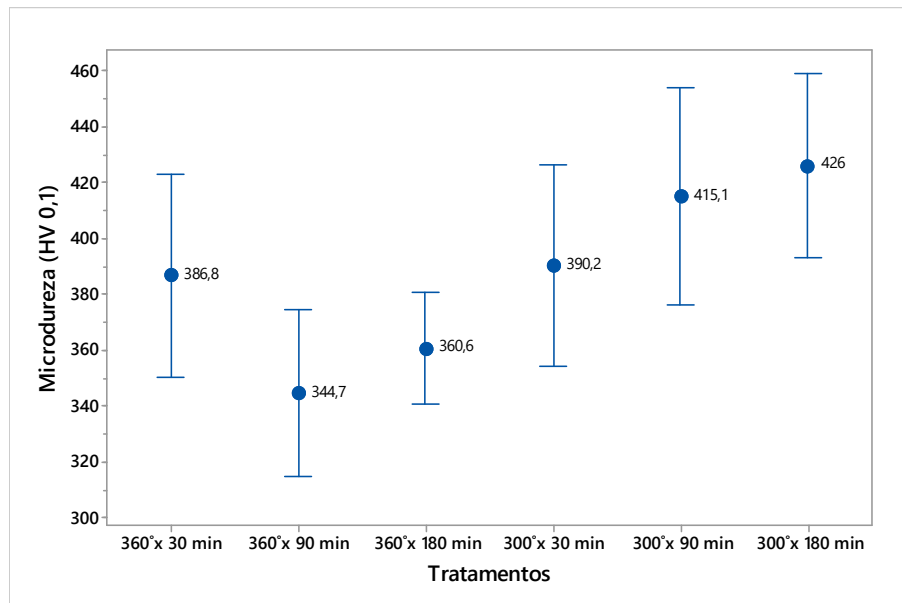
Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

Figura 61 - Microdurezas Vickers (HV 0,1) - Liga 3



Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

Figura 62 - Microdurezas Vickers (HV 0,1) - Liga 4



Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

O teste de Anova *One Way* ao nível de confiança de 95% para a microdureza da ausferrita formada na temperatura de 360°C, mostrou igualdade estatística das médias (Anova P_valor > 0,05) para os diferentes tempos de tratamento empregados em cada liga do estudo, conforme demonstrado na Tabela 16. O teste Tukey comprova a igualdade das médias para cada liga através da igualdade dos

agrupamentos entre os tempos de tratamento (liga 1: agrupamento a, liga 2: agrupamento b, liga 3: agrupamento c, liga 4: agrupamento d).

Tabela 16 - Teste Anova para microdureza das amostras tratadas a 360°C

Liga	Anova P_Valor	Homocedasticidade P_Valor (Teste Levene)	Normalidade P_Valor	Teste Tukey Agrupamento Tempo		
				30	90	180
Liga 1	0,97	0,63	>0,1	a	a	a
Liga 2	0,09	0,17	>0,1	b	b	b
Liga 3	0,71	0,89	>0,1	c	c	c
Liga 4	0,09	0,41	>0,1	d	d	d

Legenda:

a, b, c, d - representação dos agrupamentos de Tukey para média.

Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

Para a ausferrita formada na temperatura de 300°C, não foram identificadas diferenças significativas para as médias de microdurezas da ausferrita (Anova P_valor > 0,05) em cada liga testada para os diferentes tempos de tratamento, conforme demonstra o teste de Anova *One Way* ao nível de confiança de 95% da Tabela 17. O teste Tukey comprova a igualdade das médias das microdurezas entre os tempos de tratamento para cada liga do estudo, através da igualdade dos agrupamentos para todos os tempos de tratamento (liga 1: agrupamento a, liga 2: agrupamento b, liga 3: agrupamento c, liga 4: agrupamento d).

Tabela 17 - Teste Anova para microdureza das amostras tratadas a 300°C

Liga	Anova P_Valor	Homocedasticidade P_Valor (Teste Levene)	Normalidade P_Valor	Teste Tukey Agrupamento Tempo		
				30	90	180
Liga 1	0,18	0,77	>0,1	a	a	a
Liga 2	0,07	0,11	>0,1	b	b	b
Liga 3	0,87	0,80	>0,1	c	c	c
Liga 4	0,28	0,59	>0,1	d	d	d

Legenda:

a, b, c, d - representação dos agrupamentos de Tukey para média.

Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

6.3.3 Dureza

A Tabela 18 evidencia os valores das durezas Rockwell C (HRC) encontradas nos corpos de prova após o tratamento de austêmpera para cada liga. Os resultados das medições individuais realizadas em cada liga, se encontram nos apêndices G, H, I, J.

Tabela 18 - Dureza Rockwell C nas amostras austemperadas

Tratamentos		360°C 30 min.	360°C 90 min.	360°C 180 min.	300°C 30 min.	300°C 90 min.	300°C 180 min.
Liga 1	Média	35,2	35,7	35,3	44,2	44,1	43,8
	Desvio Padrão	0,88	0,58	0,94	0,79	0,62	0,78
	Intervalo de Confiança (95%)	(34,7; 35,6)	(35,2; 36,2)	(34,8; 35,79)	(43,7; 44,7)	(43,6; 44,6)	(43,3; 44,2)
Liga 2	Média	41,5	38,8	38,2	47,3	46,8	46,8
	Desvio Padrão	1,30	1,08	0,71	0,78	0,66	0,48
	Intervalo de Confiança (95%)	(40,9; 42,1)	(38,2; 39,4)	(37,6; 38,1)	(46,7; 47,8)	(46,2; 47,4)	(46,2; 47,3)
Liga 3	Média	46,4	42,0	41,6	50,1	48,5	49,3
	Desvio Padrão	1,04	1,41	1,12	1,17	1,08	1,18
	Intervalo de Confiança (95%)	(45,6; 47,1)	(41,2; 42,7)	(40,8; 42,3)	(49,3; 50,8)	(47,7; 49,2)	(48,5; 50,0)
Liga 4	Média	50,1	44,0	43,3	50,1	51,0	50,7
	Desvio Padrão	1,96	1,22	1,29	1,39	1,24	1,16
	Intervalo de Confiança (95%)	(49,1; 50,9)	(43,1; 44,8)	(42,4; 44,2)	(49,2; 51,0)	(50,1; 51,8)	(49,8; 51,6)

Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

Assim como ocorreu nas análises de microdureza, os tratamentos realizados a temperaturas maiores, produziram menores médias de dureza HRC nas ligas em estudo, em função da maior quantidade de austenita na microestrutura.

Os tratamentos realizados na temperatura de 360°C a 30 minutos para as ligas contendo carbonetos, produziram médias de durezas maiores quando comparados aos demais tempos para esta temperatura. Conforme evidenciado nas microestruturas, houve o aparecimento de martensita em algumas regiões nestes intervalos de tempo mais curtos, o que pode ter contribuído no aumento da dureza.

Destaca-se ainda, para uma mesma variável de tempo e temperatura, o aumento da dureza quando se aumenta a quantidade de carbonetos na liga.

O teste de Anova *One Way* ao nível de confiança de 95% realizado nos resultados de dureza em cada uma das ligas com carbonetos tratadas na temperatura de 360°C, comprovou que existe diferença estatística entre as médias para os tempos de tratamento empregados (Anova P_valor < 0,05 para estas ligas). O teste de Tukey comprova que a média de dureza no tempo de 30 minutos é diferente em relação aos demais tempos (liga 2: agrupamento b, liga 3: agrupamento d, liga 4: agrupamento f). Verifica-se também para cada uma destas ligas, que as médias das durezas encontradas nos tempos de 90 minutos e 180 minutos não apresentam diferenças significativas entre si, onde o teste Tukey comprova esta igualdade com letras iguais para estes dois tempos (liga 2: agrupamento c, liga 3: agrupamento e, liga 4: agrupamento g). Para a liga sem carbonetos, não foram encontradas diferenças significativas entre as médias com a variação dos tempos de tratamento realizados na temperatura de 360°C, onde o teste de Tukey também demonstra uma igualdade das médias (liga 1: agrupamento a) para todos os tempos de tratamento, conforme Tabela 19.

Tabela 19 - Teste Anova para dureza das amostras tratadas a 360°C

Liga	Anova P_Valor	Homocedasticidade P_Valor (Teste Levene)	Normalidade P_Valor	Teste Tukey Agrupamento Tempo		
				30	90	180
Liga 1	0,29	0,80	>0,1	a	a	a
Liga 2	0	0,50	>0,1	b	c	c
Liga 3	0	0,37	>0,1	d	e	e
Liga 4	0	0,50	>0,1	f	g	g

Legenda:

a, b, c, d, e, f, g - representação dos agrupamentos de Tukey para média.

Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

Para o tratamento realizado na temperatura de 300°C, o teste de Anova *One Way* realizado ao nível de confiança de 95%, não apontou diferenças estatísticas para

as médias de dureza (Anova P_valor > 0,05) com a alteração do tempo de tratamento para liga 1, liga 2 e liga 4. Nestas ligas o teste de Tukey também aponta uma igualdade estatística entre as médias encontradas para cada tempo de tratamento (liga 1: agrupamento a, liga 2: agrupamento b e liga 4: agrupamento e) representadas pela igualdade das letras entre os tempos de tratamento. Este fato pode estar ligado ao maior refinamento da ausferrita, sem formação de martensita, conforme demonstra as análises microestruturais. Para a liga 3, o teste de Anova apontou uma diferença estatística entre as médias de dureza com a variação do tempo de tratamento. O teste de Tukey comprovou que a média encontrada no tempo de 30 minutos (agrupamento c) é estatisticamente diferente das demais médias encontradas para os tempos de 90 minutos e 180 minutos (agrupamento d). Porém, não foi observada nenhuma diferença microestrutural relevante nestas amostras. A Tabela 20 evidencia os resultados dos testes.

Tabela 20 - Teste Anova de dureza amostras tratadas a 300°C

Liga	Anova P_Valor	Homocedasticidade P_Valor (Teste Levene)	Normalidade P_Valor	Teste Tukey Agrupamento Tempo		
				30	90	180
Liga 1	0,37	0,92	>0,1	a	a	a
Liga 2	0,19	0,10	>0,1	b	b	b
Liga 3	0,016	0,80	>0,1	c	d	d
Liga 4	0,32	0,77	>0,1	e	e	e

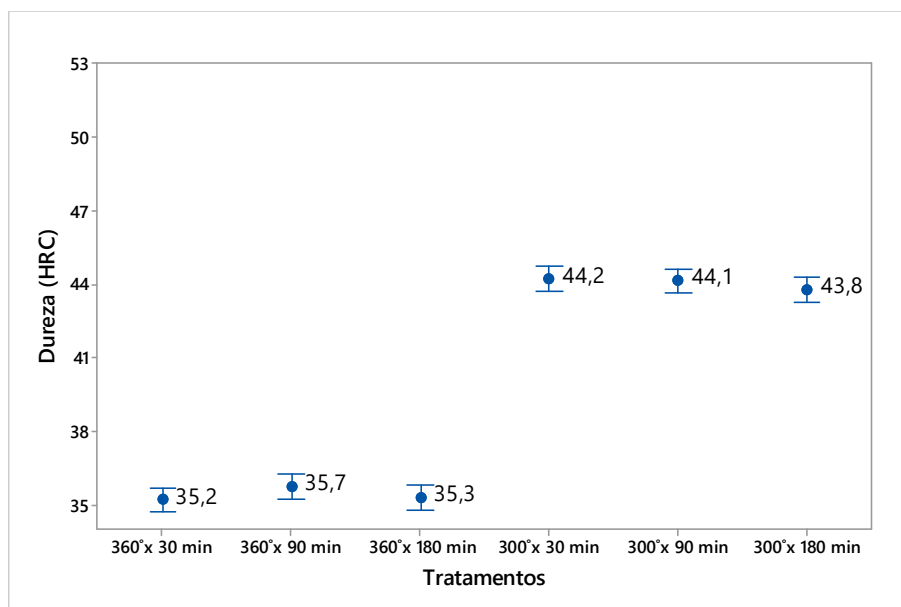
Legenda:

a, b, c, d, e - representação dos agrupamentos de Tukey para média.

Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

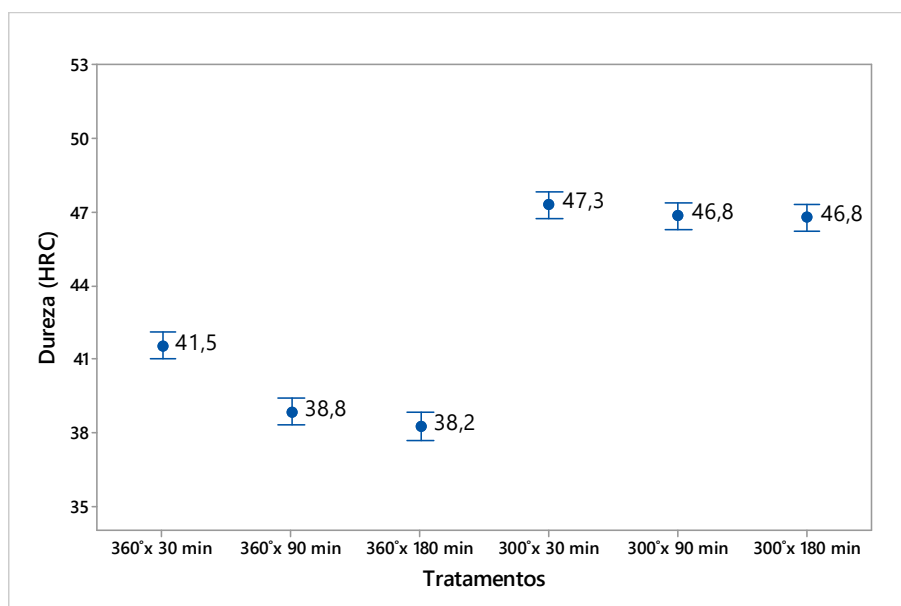
Verificam-se os intervalos de confiança e as médias de dureza HRC para cada tratamento das ligas do estudo da Figura 63 à Figura 66.

Figura 63 - Durezas Rockwell C (HRC) - Liga 1



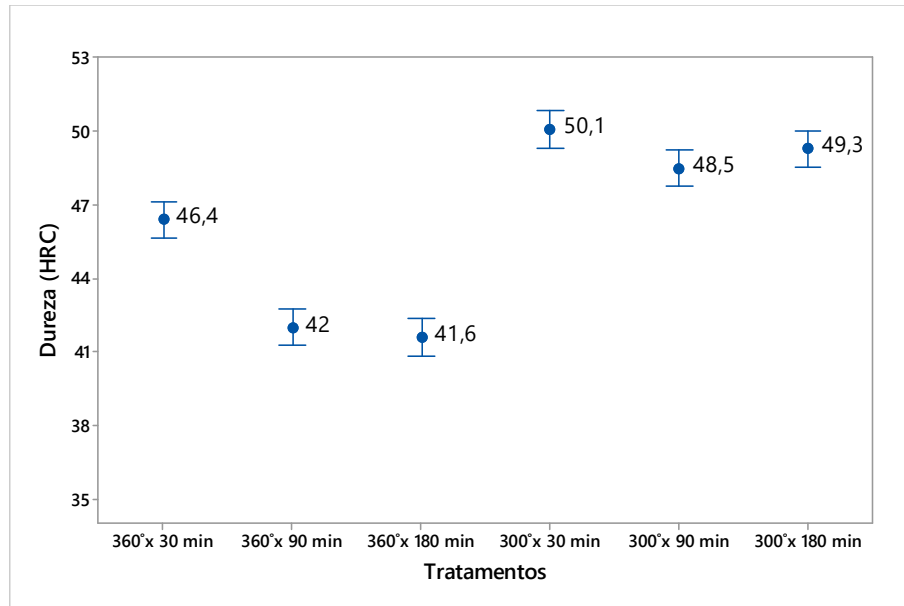
Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

Figura 64 - Durezas Rockwell C (HRC) - Liga 2



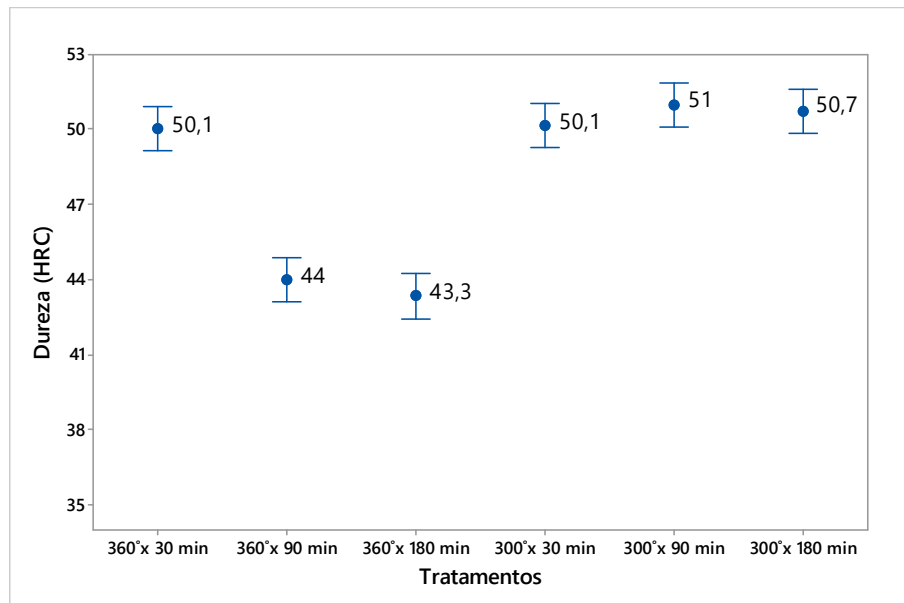
Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

Figura 65 - Durezas Rockwell C (HRC) - Liga 3



Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

Figura 66 - Durezas Rockwell C (HRC) - Liga 4



Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

6.3.4 Resistência à abrasão

A Tabela 21 demonstra a taxa de perda volumétrica média em mm³/minuto de cada liga no ensaio de roda de borracha em areia seca, nos diversos parâmetros empregados no tratamento de austêmpera. Os resultados das medições individuais realizadas em cada liga, se encontram nos apêndices K, L, M, N.

Tabela 21 - Taxa de perdas volumétricas em mm³/minuto

	Tratamentos	360°C 30 min.	360°C 90 min.	360°C 180 min.	300°C 30 min.	300°C 90 min.	300°C 180 min.
Liga 1	Média	10,17	9,51	10,43	9,69	9,11	9,83
	Desvio Padrão	1,4	0,53	0,85	1,22	0,37	0,96
	Intervalo de Confiança (95%)	(9,16; 11,18)	(8,50; 10,52)	(9,42; 11,44)	(8,67; 10,69)	(8,10; 10,12)	(8,82; 10,84)
Liga 2	Média	4,48	5,54	5,03	4,31	4,71	4,58
	Desvio Padrão	0,45	0,90	0,55	0,31	0,34	0,39
	Intervalo de Confiança (95%)	(3,92; 5,03)	(4,97; 6,09)	(4,47; 5,59)	(3,75; 4,86)	(4,15; 5,26)	(4,02; 5,14)
Liga 3	Média	3,23	3,38	3,46	3,39	3,37	3,34
	Desvio Padrão	0,35	0,36	0,30	0,21	0,34	0,49
	Intervalo de Confiança (95%)	(2,86; 3,60)	(3,0; 3,75)	(3,09; 3,83)	(3,01; 3,76)	(2,99; 3,74)	(2,97; 3,71)
Liga 4	Média	2,25	2,13	2,42	2,13	2,20	2,30
	Desvio Padrão	0,16	0,05	0,21	0,20	0,10	0,17
	Intervalo de Confiança (95%)	(2,07; 2,42)	(1,95; 2,30)	(2,24; 2,59)	(1,95; 2,30)	(2,02; 2,36)	(2,12; 2,46)

Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

Menores taxas de perdas volumétricas são alcançadas no ensaio abrasivo à medida que se tem o aumento da quantidade de carbonetos na liga, conforme já demonstravam os estudos de Hayrynem e Brandenberg (2003). Para a liga 1, que não possui carbonetos em sua microestrutura, verifica-se que os tratamentos a menores temperaturas têm uma tendência de produzirem menores médias para as taxas de desgaste, pois estes materiais apresentaram uma menor quantidade de austenita em suas matrizes e uma maior dureza.

Através do teste de Anova *One Way* ao nível de confiança de 95%, foi verificado que as taxas de perdas volumétricas encontradas no teste de abrasão para a liga 1,

liga 3 e liga 4, apresentam uma mesma média estatística entre os parâmetros executados nos tratamentos ($P_{\text{valor}} > 0,05$), indicando que as variáveis de tempo e temperatura empregadas para cada uma destas ligas, parecem não ter efeito significativo sobre o desgaste abrasivo nos testes realizados. O teste de Tukey comprova a igualdade estatística das médias através da igualdade dos agrupamentos representados pela igualdade das letras entre os parâmetros de tempo e temperatura de tratamento destas ligas (liga 1: agrupamento a, liga 3: agrupamento d, liga 4: agrupamento e). Para a liga 2, com a menor quantidade de carbonetos na microestrutura, o teste de Anova indicou a existência de diferenças entre as médias entre os parâmetros de tratamento ($P_{\text{valor}} < 0,05$). O teste de Tukey apontou a existência de duas médias diferentes entre estes parâmetros (agrupamento b e agrupamento c), onde estas diferenças na média possivelmente foram causadas pela maior distância entre os carbonetos em algumas regiões da amostra. A Tabela 22 evidencia os resultados.

Tabela 22 - Teste Anova para taxa de perdas volumétricas entre tratamentos

Liga	Anova P_Valor	Homocedasticidade P_Valor (Levene test)	Normalidade P_Valor	Temp. °C	Teste Tukey Agrupamento Tempo min.		
					30	90	180
Liga 1	0,47	0,69	>0,1	360	a	a	a
				300	a	a	a
Liga 2	0,048	0,65	>0,1	360	bc	b	bc
				300	c	bc	bc
Liga 3	0,96	0,95	>0,1	360	d	d	d
				300	d	d	d
Liga 4	0,16	0,20	>0,1	360	e	e	e
				300	e	e	e

Legenda:

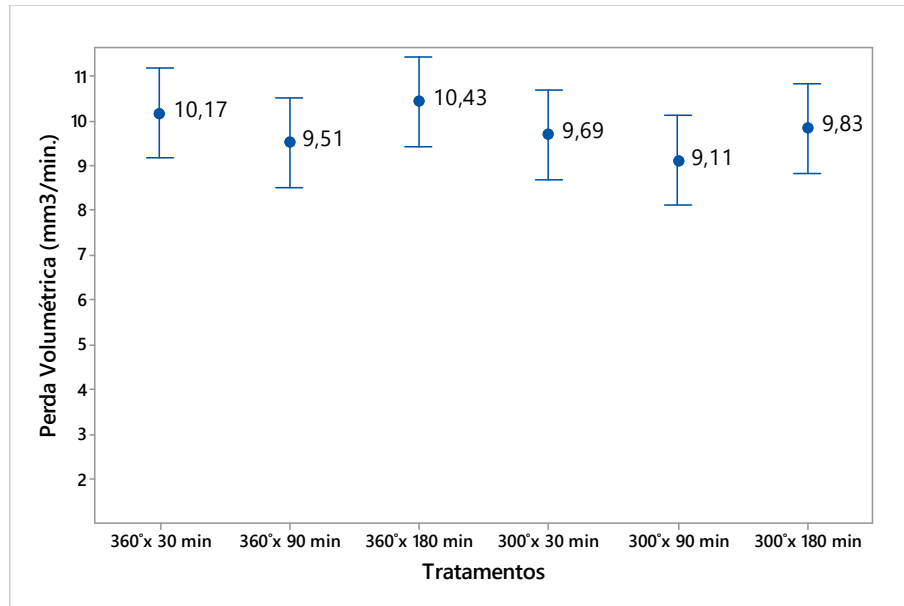
a, b, c, d, e - representação dos agrupamentos de Tukey para média.

bc – os dois agrupamentos compartilham a mesma média.

Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

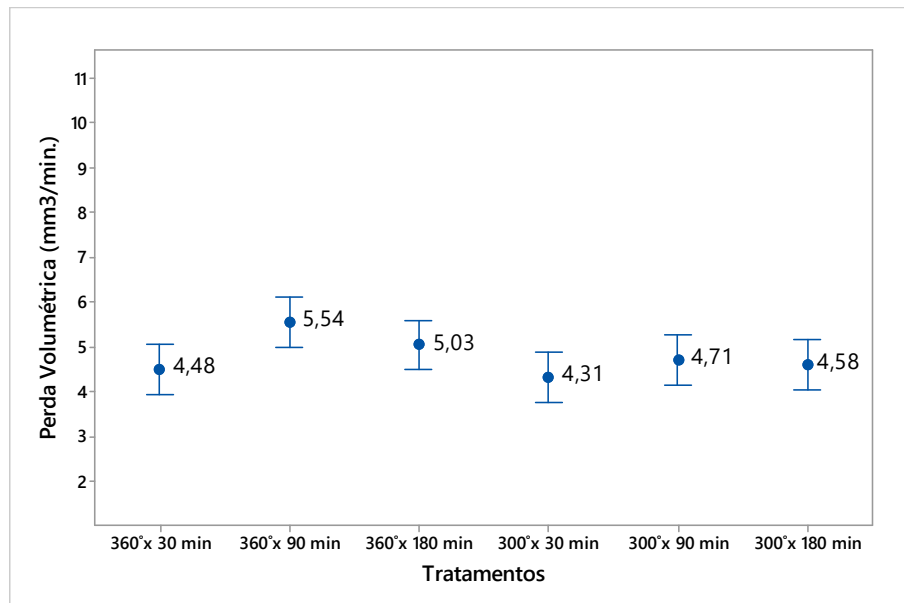
Os intervalos de confiança das médias para as taxas perda volumétrica em $\text{mm}^3/\text{minuto}$ nos ensaios de roda de borracha com areia seca são evidenciados da Figura 67 à Figura 70.

Figura 67 - Taxas de perdas volumétricas ($\text{mm}^3/\text{minuto}$) - Liga 1

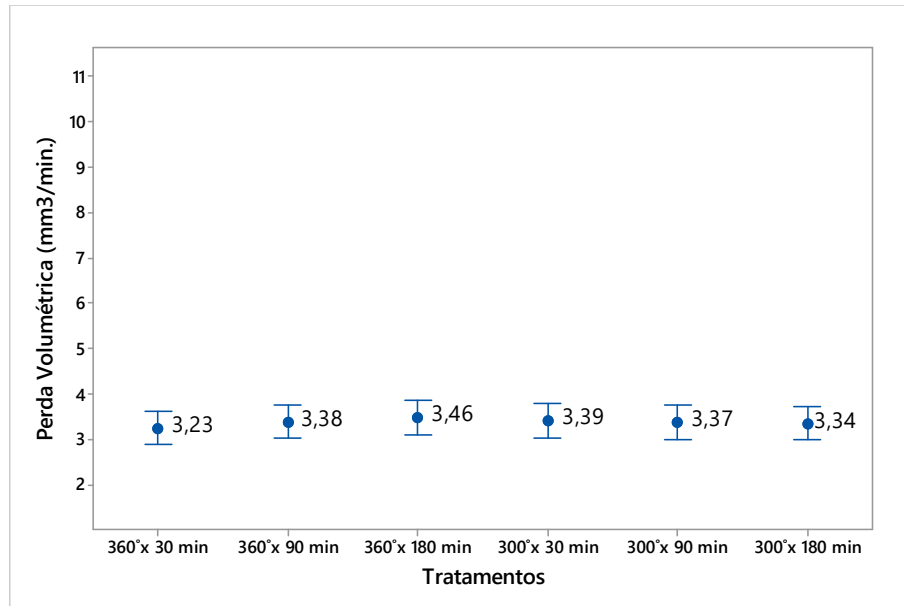


Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

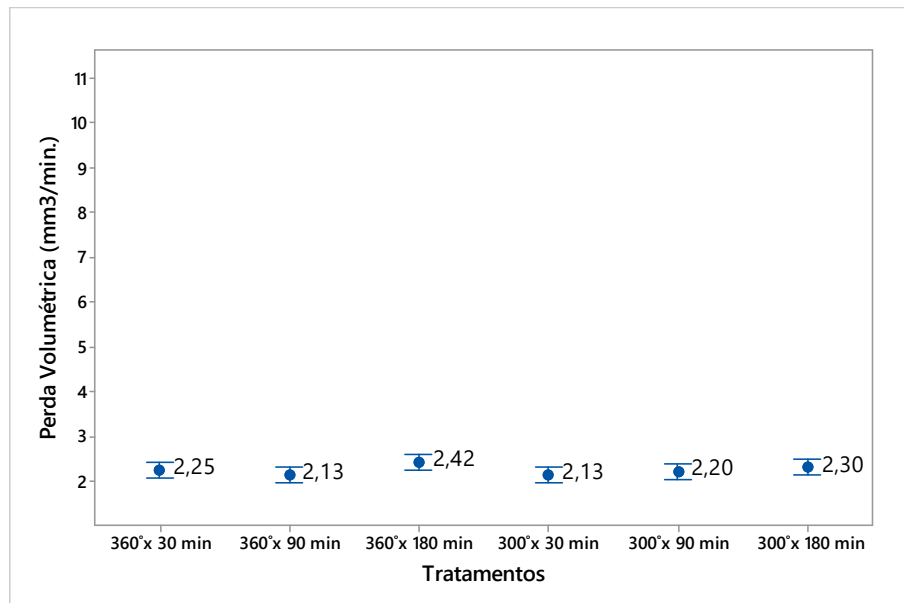
Figura 68 - Taxas de perdas volumétricas ($\text{mm}^3/\text{minuto}$) - Liga 2



Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

Figura 69 - Taxas de perdas volumétricas ($\text{mm}^3/\text{minuto}$) - Liga 3

Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

Figura 70 - Taxas de perdas volumétricas ($\text{mm}^3/\text{minuto}$) - Liga 4

Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

Na Tabela 23, verifica-se o incremento da resistência a abrasão através da relação entre a resistência a abrasão da Liga 1 sem carbonetos com as demais ligas contendo carbonetos em cada variável de tratamento estudada, onde percebe-se que as ligas com maiores percentuais de carbonetos por unidade de área, possuem

menores taxas de perdas volumétricas no ensaio abrasivo para uma mesma variável de tratamento.

Tabela 23 - Incremento de resistência à abrasão (L1/L)

Tratamento	Liga 1	Liga 2	Liga 3	Liga 4
360°x 30 min	10,17	4,48	3,23	2,25
Incremento (L1/L)		2,27	3,15	4,53
360°x 90 min	9,51	5,54	3,38	2,13
Incremento (L1/L)		1,72	2,82	4,47
360°x 180 min	10,43	5,03	3,46	2,42
Incremento (L1/L)		2,07	3,01	4,31
300°x 30 min	9,69	4,31	3,39	2,13
Incremento (L1/L)		2,25	2,86	4,55
300°x 90 min	9,11	4,71	3,37	2,20
Incremento (L1/L)		1,94	2,71	4,15
300°x 180 min	9,83	4,58	3,34	2,30
Incremento (L1/L)		2,15	2,94	4,28

Legenda:

L1/L – Divisão entre a resistência à abrasão da liga 1 pelas demais ligas.

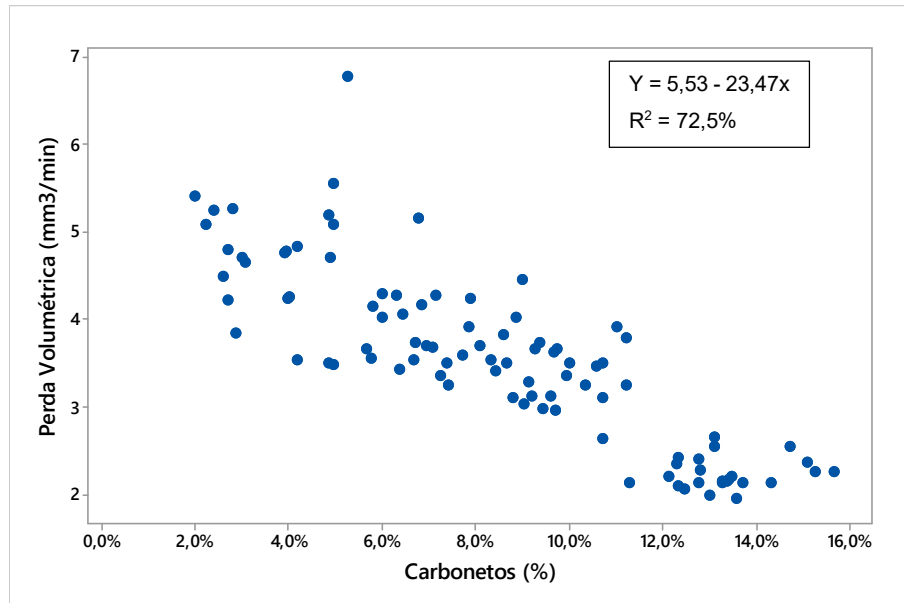
Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

Quanto maior o teor de cromo contido na liga, maiores são as quantidades e os tamanhos dos carbonetos eutéticos, o que leva conseqüentemente à redução do espaçamento entre os mesmos. Desta forma, a matriz se torna mais protegida, dificultando o corte do abrasivo na mesma. Esta característica pode ter contribuído para que as taxas médias de desgaste fossem as mesmas entre os resultados de abrasão para as diferentes variáveis de tratamento empregadas em cada liga, o que vem de encontro com as afirmações de Gahr (1998) sobre o emprego de carbonetos como forma de proteger a matriz do material.

Foi realizada uma análise de correlação linear entre a quantidade percentual de carbonetos contido no corpo de prova usado no ensaio de abrasão e a resistência a abrasão destas amostras, sendo constatado que existe uma forte associação entre o percentual de carbonetos e a resistência a abrasão das ligas deste estudo. A Figura

71 representa graficamente a interação entre a taxa de perda volumétrica em $\text{mm}^3/\text{minuto}$ e o percentual de carbonetos de cada liga.

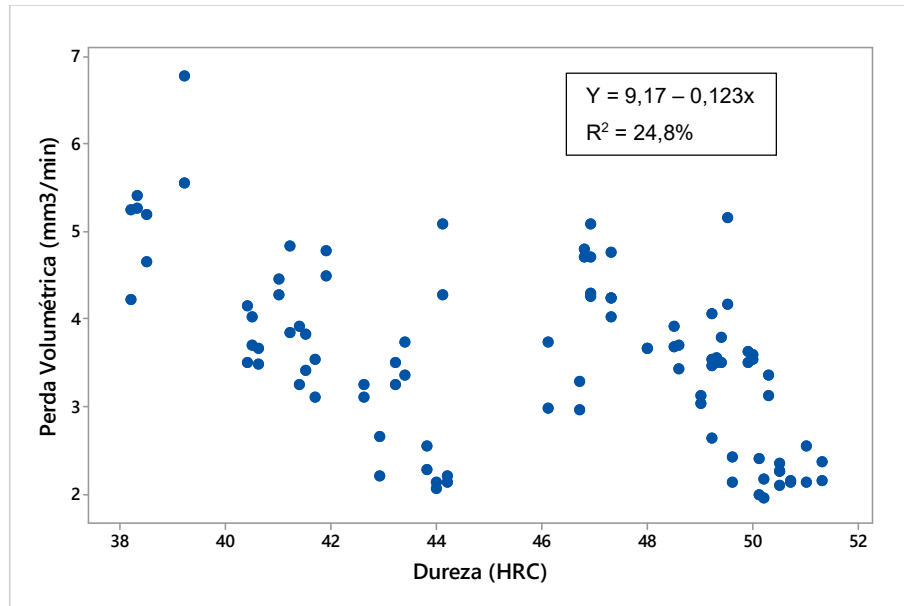
Figura 71 - Correlação entre a taxa de perda volumétrica e percentual de carbonetos



Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

Da mesma forma, foi verificado se haveria alguma associação entre as durezas encontradas e as taxas de perdas volumétricas nas ligas com carbonetos utilizadas no teste de abrasão. Consta-se que a taxa de perda volumétrica tem uma fraca associação com a dureza das ligas com carbonetos testados neste estudo conforme demonstra a Figura 72. Esta constatação foi também relatada nos trabalhos de Hayrynem e Brandenburg (2003), onde os mesmos identificaram para uma mesma dureza HRC, diferentes taxas de desgaste das ligas de CAD1 com variações nas quantidades de carbonetos.

Figura 72 - Correlação entre taxa de perda volumétrica e dureza

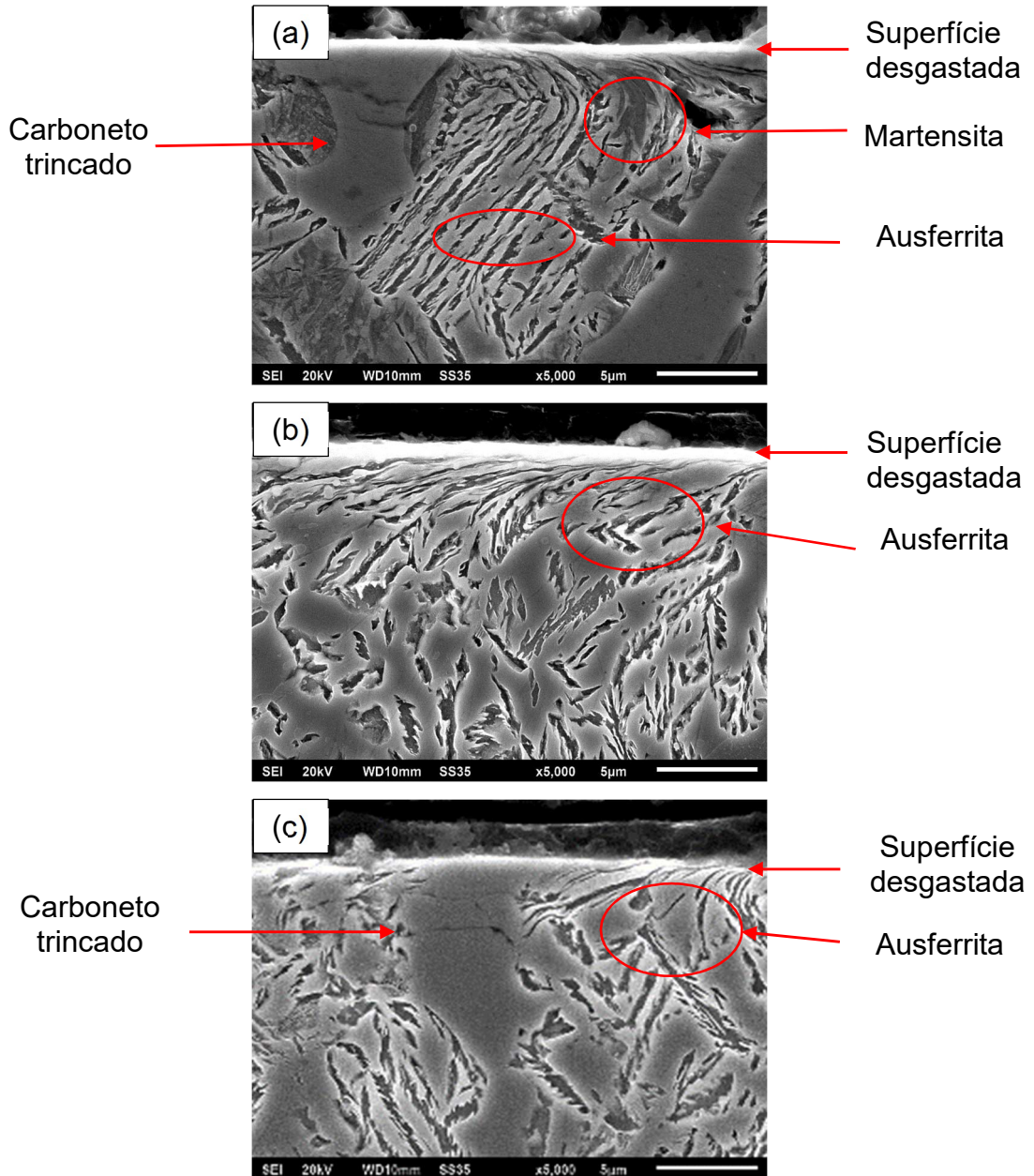


Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

Após os ensaios de abrasão, foram realizadas imagens em microscopia MEV da superfície desgastada do corpo de prova de cada variável de tratamento térmico da liga 4, que apresentou o melhor desempenho no ensaio de abrasão.

A Figura 73 evidencia as microestruturas na superfície de interação entre o abrasivo e a liga testada, com aumento de 5000 vezes. Percebe-se que houve uma certa deformação da matriz na superfície em desgaste para todos os tempos de tratamento realizados a 360°C. No tempo de 30 minutos da Figura 73 (a), verifica-se a presença de martensita resultantes do tratamento de austêmpera devido ao curto tempo de tratamento, conforme discutido anteriormente. A matriz ausferrítica se apresenta sem modificações microestruturais após o ensaio. Para os demais tempos, percebe-se também a mesma estrutura ausferrítica verificada após o tratamento térmico, sem modificações microestruturais na interface de ensaio na região onde ocorreu a deformação plástica. Nota-se ainda, que alguns carbonetos apresentam trincas após o ensaio, sendo que estes permanecem ainda bem engastados na matriz ausferrítica.

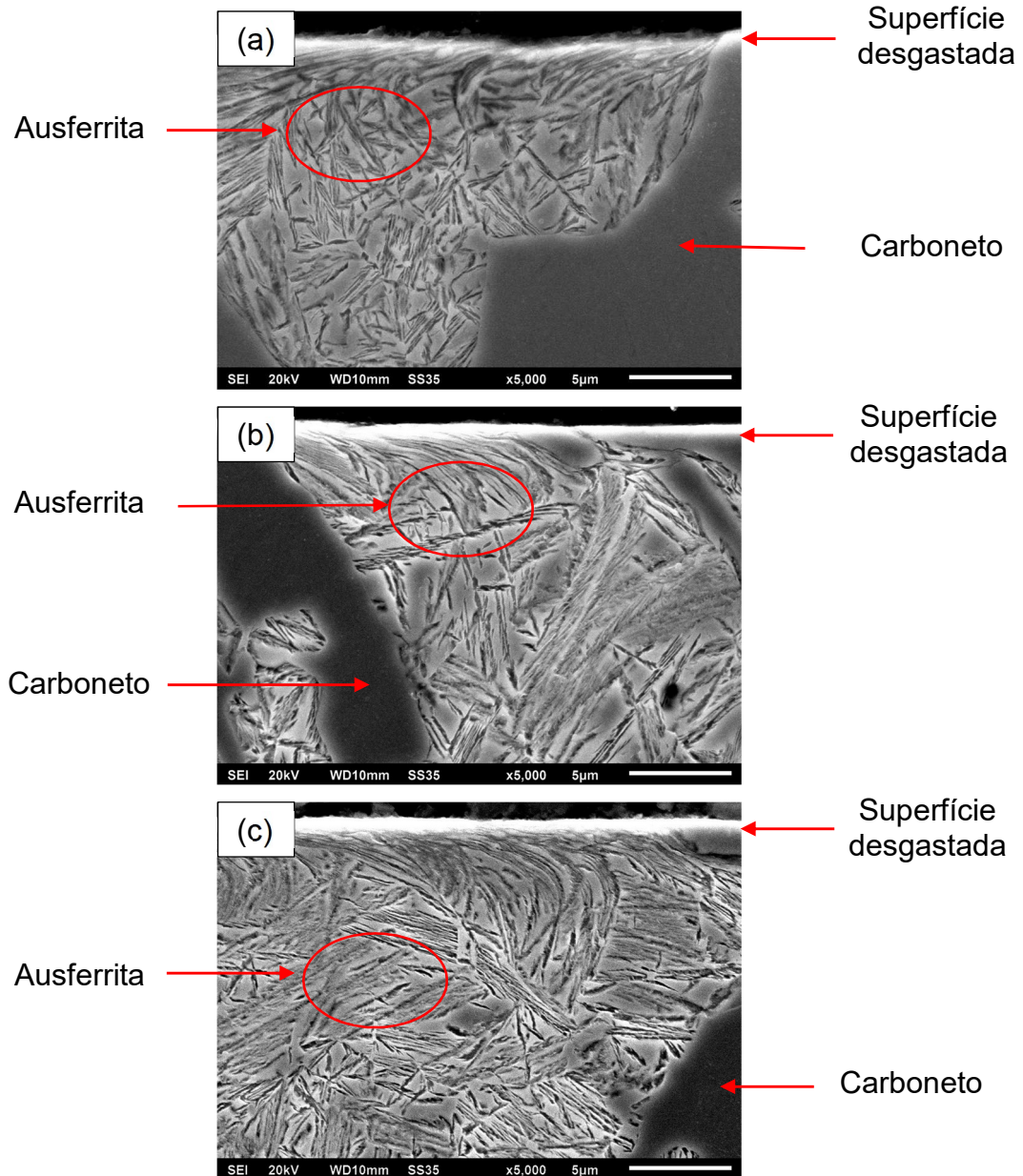
Figura 73 - Microestruturas após teste de abrasão na liga 4 austemperada a 360°C. (a) 5000x: Liga 4 austemperada a 360°C por 30 minutos. (b) 5000x: Liga 4 austemperada a 360°C por 90 minutos. (c) 5000x: Liga 4 austemperada a 360°C por 180 minutos



Fonte: Do autor, 2020

A Figura 74 também evidencia em um aumento de 5000 vezes, a deformação plástica da matriz na superfície desgastada do ensaio para todos os tempos de tratamento realizados a 300°C.

Figura 74 - Microestrutura após teste de abrasão na liga 4 austemperada a 300°C. (a) 5000x: Liga 4 austemperada a 360°C por 30 minutos. (b) 5000x: Liga 4 austemperada a 360°C por 90 minutos. (c) 5000x: Liga 4 austemperada a 360°C por 180 minutos



Fonte: Do autor, 2020

Nota-se uma estrutura ausferrítica com menor quantidade de austenita e mais refinada em função da menor temperatura de tratamento quando comparada ao tratamento realizado a 360°C, sem modificações microestruturais na interface de ensaio, estando os carbonetos bem engastados na matriz metálica conforme ocorrido também na temperatura de 360°C.

6.3.5 Resistência ao impacto

A Tabela 24 evidencia os valores de resistência ao impacto em joules, nos diversos parâmetros empregados nos tratamentos de austêmpera. Os resultados das medições individuais realizadas em cada liga, se encontram nos apêndices O, P, Q, R.

Tabela 24 - Resistências ao impacto em joules

	Tratamentos	360°C 30 min.	360°C 90 min.	360°C 180 min.	300°C 30 min.	300°C 90 min.	300°C 180 min.
Liga 1	Média	107,7	115,3	111,8	73,7	101,3	90,5
	Desvio Padrão	13,74	28,1	26,0	15,48	32,0	16,1
	Intervalo de Confiança (95%)	(85,87; 129,62)	(70,51; 159,98)	(70,43; 153,06)	(49,12; 98,37)	(50,35; 152,42)	(64,95; 116,04)
Liga 2	Média	19,0	9,2	14,5	10,7	9,5	12,0
	Desvio Padrão	10,86	2,22	3,11	2,5	1,29	4,08
	Intervalo de Confiança (95%)	(1,71; 36,28)	(5,72; 12,77)	(9,55; 19,44)	(6,77; 14,72)	(7,44; 11,55)	(5,50; 18,49)
Liga 3	Média	4,8	7,5	7,5	7,1	7,1	6,6
	Desvio Padrão	0,85	2,4	2,7	0,9	2,1	0,5
	Intervalo de Confiança (95%)	(3,51; 6,23)	(3,71; 11,28)	(3,24; 11,75)	(5,61; 8,63)	(3,66; 10,58)	(5,86; 7,38)
Liga 4	Média	4,1	5,1	4,3	4,7	4,7	5,6
	Desvio Padrão	1,1	0,7	0,6	1,0	1,0	1,7
	Intervalo de Confiança (95%)	(2,36; 5,88)	(3,93; 6,31)	(3,37; 5,37)	(3,09; 6,40)	(3,09; 6,40)	(2,91; 8,33)

Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

Verifica-se de uma forma geral que os valores de resistência ao impacto para um mesmo parâmetro de tratamento, caem à medida que se aumenta a quantidade de carbonetos na liga, como já citado por trabalhos prévios. Considerável deformação plástica foi observada nas amostras sem carbonetos, caracterizando uma fratura do tipo dúctil após os testes. Na liga 2, houve uma pequena deformação plástica dos corpos de prova, sendo que na liga 3 e na liga 4, a deformação plástica é imperceptível e a fratura se caracterizava como plana e perpendicular a face do corpo de prova, sendo uma fratura do tipo frágil (ASKELAND; WRIGHT, 2014).

Foi realizado o teste de Anova *One Way* ao nível de confiança de 95%, ao qual se verifica a existência de igualdade estatística entre as médias ($P_valor > 0,05$) para os parâmetros de tempo e temperatura executados para cada liga do estudo, indicando que estas variáveis parecem não ter efeito significativo sobre a resistência ao impacto nos testes realizados. O teste de Tukey mostra a igualdade destas médias através da igualdade entre os agrupamentos das variáveis de tratamento para cada liga deste estudo (liga1: agrupamento a, liga 2: agrupamento b, liga 3: agrupamento c, liga 4: agrupamento d). Nota-se para a liga 1, que não foi evidenciado uma igualdade de variâncias ($P_valor < 0,05$) em função das diferenças de desvio padrão obtidas nestas ligas. Para a liga 2, verifica-se uma não normalidade dos erros gerados na Anova. A Tabela 25 traz os valores encontrados nos testes.

Tabela 25 - Teste Anova para resistências ao impacto entre variáveis

Liga	Anova P_Valor	Homocedasticidade P_Valor (Levene test)	Normalidade P_Valor	Temp. °C	Teste Tukey Agrupamento Tempo min.		
					30	90	180
Liga 1	0,15	0,023	>0,1	360	a	a	a
				300	a	a	a
Liga 2	0,11	0,089	<0,01	360	b	b	b
				300	b	b	b
Liga 3	0,34	0,70	>0,1	360	c	c	c
				300	c	c	c
Liga 4	0,47	0,71	>0,1	360	d	d	d
				300	d	d	d

Legenda:

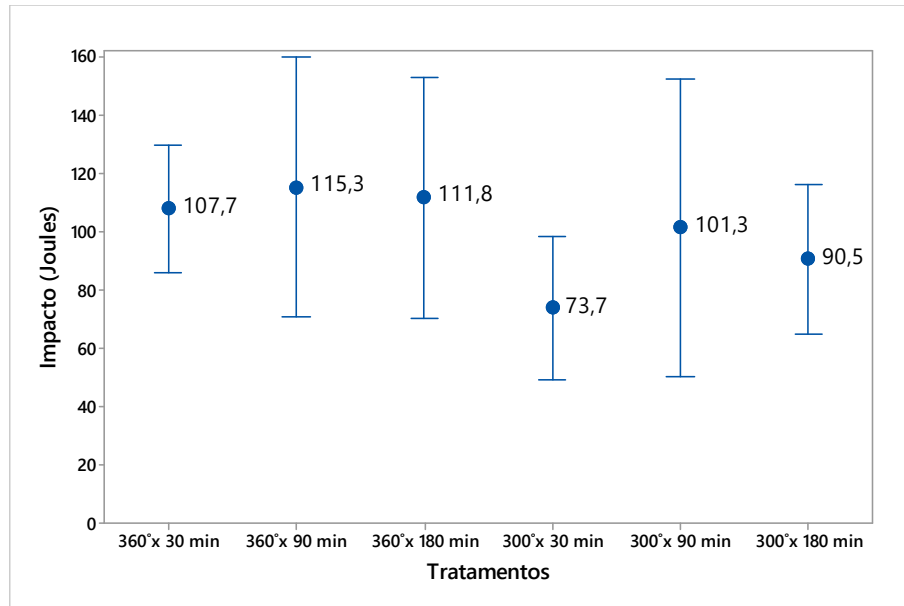
a, b, c, d – representação dos agrupamentos de Tukey para média.

Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

Para a liga 1 e liga 2, devido a não igualdade de variâncias (liga 1) e não normalidade dos erros (liga 2), foi realizado o teste de Anova não paramétrico Kruskal-Wallis de comparação de medianas, onde se verificou a igualdade estatística das medianas com $P_valor > 0,05$ para cada uma das ligas para o teste de impacto para os parâmetros de tratamento tempo e temperatura, sem efeito significativo dos mesmos no resultado de impacto das ligas.

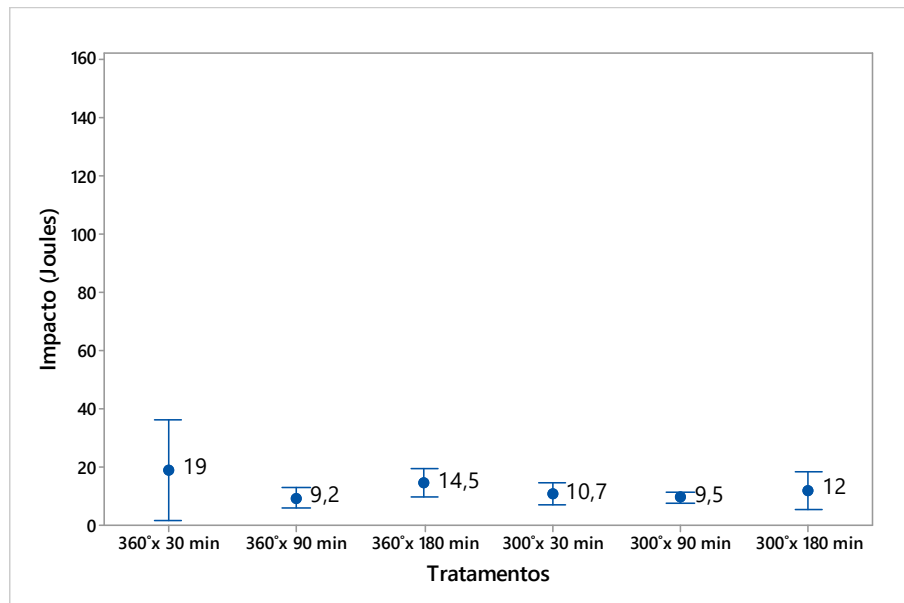
Seguem os intervalos de confiança das médias de resistência ao impacto encontradas nos ensaios de cada liga da Figura 75 à Figura 78.

Figura 75 - Resistências ao impacto (Joules) - Liga 1



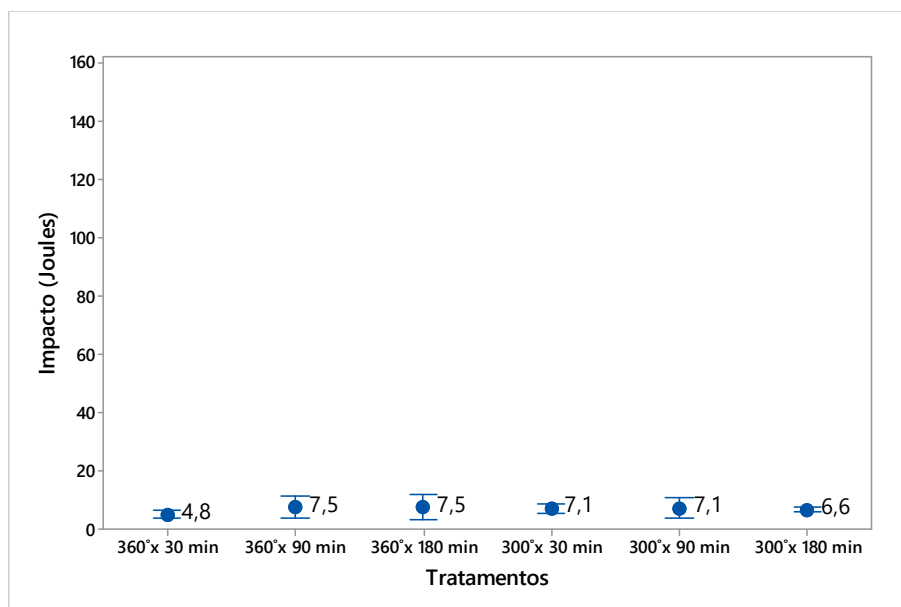
Fonte: Do autor, 2020

Figura 76 - Resistências ao impacto (Joules) - Liga 2



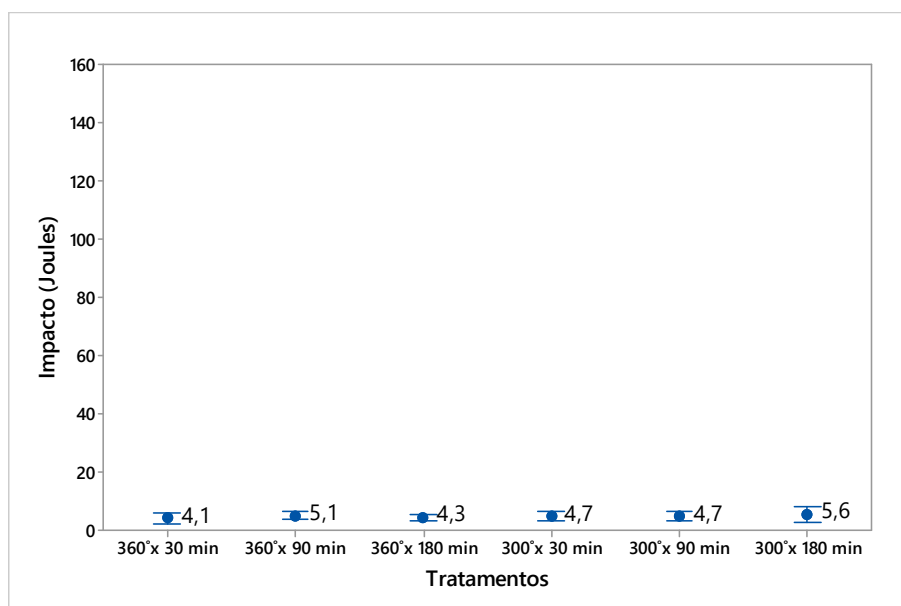
Fonte: Do autor, 2020

Figura 77 - Resistências ao impacto (Joules) - Liga 3



Fonte: Do autor, 2020

Figura 78 - Resistências ao impacto (Joules) - Liga 4



Fonte: Do autor, 2020

Na Tabela 26 verifica-se a razão entre a resistência ao impacto da Liga 1 pelas demais ligas com carbonetos em cada variável de tratamento estudada, onde percebe-se que o incremento de carbonetos sempre reduz a resistência ao impacto para uma dada variável de tratamento.

Tabela 26 - Redução da resistência ao impacto (L1/L)

Tratamento	Liga 1	Liga 2	Liga 3	Liga 4
360°x 30 min	107,75	19,00	4,88	4,13
Redução (L1/L)		5,67	22,10	26,12
360°x 90 min	115,25	9,25	7,50	5,13
Redução (L1/L)		12,46	15,37	22,49
360°x 180 min	111,75	14,50	7,50	4,38
Redução (L1/L)		7,71	14,90	25,54
300°x 30 min	73,75	10,75	7,13	4,75
Redução (L1/L)		6,86	10,35	15,53
300°x 90 min	101,25	9,50	7,13	4,75
Redução (L1/L)		10,66	14,21	21,32
300°x 180 min	90,50	12,00	6,63	5,63
Redução (L1/L)		7,54	13,66	16,09

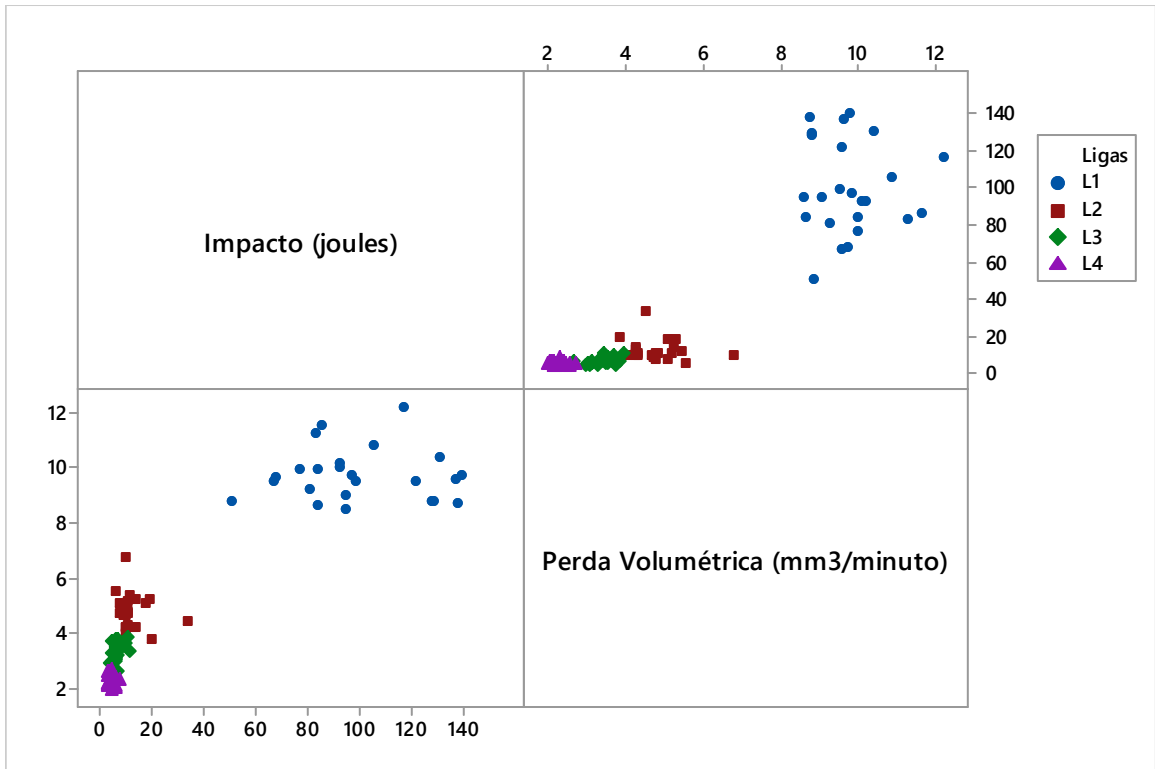
Legenda:

L1/L – Divisão entre a resistência ao impacto da liga 1 pelas demais ligas.

Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

A Figura 79 mostra uma matriz de dispersão entre a resistência ao impacto e perda volumétrica para as ligas em estudo, sem distinção das variáveis de tratamento. Verifica-se que quanto maior a resistência ao impacto da liga, maior a perda volumétrica no ensaio abrasivo, portanto, menor é a resistência à abrasão.

Figura 79 - Matriz de dispersão entre resistência ao impacto e perda volumétrica



Fonte: Elaborado pelo autor, 2020

7 CONCLUSÕES

O uso de cromo nas ligas estudadas, proporcionou a formação de carbonetos eutéticos de elevada dureza. Como já esperado, o uso de cromo nestas ligas, reduziu a quantidade de grafita de forma gradual, mas não impactou nas outras características morfológicas da grafita.

O tratamento de austêmpera realizado à temperatura de 360°C nas ligas deste estudo, geraram maiores quantidades de austenita na microestrutura, com o aparecimento de martensita em algumas regiões para os tempos de 30 minutos. Para os tratamentos realizados à temperatura de 300°C, foi verificada uma matriz ausferrítica mais refinada com menor quantidade de austenita.

As microdurezas Vickers (HV) das matrizes ausferríticas das ligas em estudo, não apresentaram grandes alterações nas suas médias com a variação do tempo de tratamento para uma mesma temperatura de austêmpera empregada em cada liga. Porém, os tratamentos realizados na temperatura de 360°C, geraram médias menores em função da maior quantidade de austenita em comparação ao tratamento realizado na temperatura de 300°C.

Maiores médias de durezas Rockwell C (HRC) foram encontradas nas ligas austemperadas à temperatura de 300°C e em tempos de 30 minutos no tratamento a 360°C para as ligas com carbonetos de cromo. No entanto, o aumento da dureza Rockwell (HRC), através da redução da temperatura ou tempo, não alteraram as médias de resultado da perda volumétrica no ensaio de abrasão em cada liga estudada.

Maiores teores de carbonetos eutéticos na estrutura produziram menores taxas de perdas volumétricas no ensaio de abrasão. As variáveis de tempo e temperatura empregados neste estudo para o tratamento de austêmpera para uma mesma liga, não produziram efeitos significativos na mudança das médias dos resultados de resistência a abrasão em roda de borracha seca para estas ligas.

Após o teste de desgaste abrasivo, verificou-se uma certa deformação plástica da matriz abaixo da superfície de contato da roda nas ligas com carbonetos, porém esta deformação não foi suficiente para ocasionar a transformação de qualquer austenita não saturada de carbono em martensita. Por sua vez, a matriz metálica ofereceu um bom engastamento aos carbonetos em todas as variáveis de tratamento

analisadas. Os carbonetos eutéticos, ofereceram uma boa proteção à matriz, reduzindo o seu desgaste, sendo sua ação mais significativa ao aumento da resistência ao desgaste do que as variações da matriz em decorrência das mudanças de parâmetros do tratamento.

Os testes de impacto mostraram para as variáveis de tratamento estudadas que o emprego de maiores quantidades de carbonetos na matriz, sempre reduzem a resistência ao impacto, evidenciando uma fratura do tipo frágil do material. Para maiores energias de absorção de impacto, menores foram as resistências à abrasão das ligas estudadas nas variáveis de tratamento empregadas neste estudo. Ainda, verificou-se que as temperaturas e tempos empregados neste estudo para as ligas, mostraram pouca interferência nas médias de resistência ao impacto quando do emprego de carbonetos.

Os testes realizados em laboratório neste estudo, apontam um ganho de resistência à abrasão com o emprego gradual de carbonetos eutéticos na microestrutura do material, sendo sua tenacidade altamente dependente da quantidade de carbonetos na microestrutura. As aplicações práticas das ligas de CADI em peças de plantio no segmento agrícola produzidos pela Fundação Batatais, tem alcançado bons resultados, com redução de custo e ganho de performance em substituição a ligas de aço fundido e temperado.

8 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Realizar testes de abrasão em pino-lixá, para analisar possíveis modificações microestruturais da austenita não saturada de carbono em maiores forças de aplicação de ensaio.

Testar o aumento do percentual de carbonetos no ensaio de abrasão contra ligas de ferro branco alto cromo austeníticos, verificando a viabilidade técnica e comercial como produto substituto.

Aumentar o intervalo de temperatura de austêmpera, para avaliar os comportamentos abrasivos e mecânicos nestes intervalos.

Testar o uso consorciado de outros elementos formadores de carbonetos como o molibdênio e nióbio, para verificar o comportamento mecânico e abrasivo.

Realizar testes de resistência à abrasão no ferro fundido nodular com carbonetos no estado bruto de fundição, avaliando a capacidade da matriz em dar suporte aos carbonetos neste ensaio.

REFERÊNCIAS

- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM A247 - 17: Standard Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM A327/A327M - 11: Standard Test Methods for Impact Testing of Cast Irons, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM A897/A897M - 16: Standard Specification for Austempered Ductile Iron Castings, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2016.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E18 - 20: Standard Test Method for Rockwell Hardness for Metallic Materials, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2020.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E92 - 17: Standard Test Method for Vickers Hardness and Knoop Hardness for Metallic Materials, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM G65 - 00: Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2000.
- ASKELAND, Donald R.; WRIGHT, Wendelin J. **Ciência e engenharia dos materiais**. 2. ed. São Paulo: Cengage Learning, 2014.
- BAUMER, Ivo; GUEDES, Luis Carlos. Ferros fundidos nodulares bainíticos - efeitos da temperatura e do tempo de austêmpera nas propriedades mecânicas. **Metalurgia - ABM**, São Paulo, v. 45, n. 383, p. 1018–1027, 1989.
- BENAM, Amir Sadighzadeh. Effect of alloying elements on austempered ductile iron (ADI) properties and its process : Review. **China Foundry**, [S. l.], v. 12, n. 1, p. 54–70, 2015.
- BROWN, John R. **Foseco Ferrous Foudryman's Handbook**. 1. ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2000.
- CARMO, Denilson José. **Desenvolvimento do processo tecnológico de fabricação de peças em ferro fundido nodular austemperado (ADI)**. 2003. - 180 f . Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) -- Escola de Engenharia da UFMG, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, 2003.
- CARMO, Denilson José; DIAS, José Felipe. **Ferro fundido nodular austemperado ADI**. Itaúna: SENAI-DR.MG, 2001.

CHIAVERINI, Vicente. **Tratamento térmico das ligas metálicas**. 1. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e materiais, 2003.

CHIAVERINI, Vicente. **Aços e ferros fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos**. 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005.

COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns - Revisão técnica André Luiz V. Da Costa Silva**. 4. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2008.

GAHR, K. H. Zum. Wear by hard particles. **Tribology International**, UK, v. 31, n. 10, p. 587–596, 1998.

GUESSER, Wilson Luiz. **Propriedades mecânicas dos ferros fundidos**. 1. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2009.

HAYRYNEN, K. L.; BRANDENBERG, K. R. Carbodic Austempered Ductile Iron (CADI)-The New Wear Material. **Transactions of the American Foundry Society**, Livonia, Michigan, USA, v. 111, n. 03–088, p. 845–850, 2003. Disponível em: <https://www.appliedprocess.com/document/03-088cadi-thenewwearmaterial/>. Acesso em: 10 fev. 2019.

HAYRYNEN, Kathy L.; KEOUGH, John. **Carbodic austempered ductile iron**. Livonia, Michigan, USA: Applied Process Technologies, 2000. Disponível em: https://www.appliedprocess.com/document/248923_carbodicadi-byjrkandklrev22nov00/. Acesso em: 14 ago. 2019.

ISRAEL, Charles Leonardo. **Estudo comparativo da resistência ao desgaste e ao impacto de ferros fundidos de alto desempenho**. 2005. - 90 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) -- Escola de Engenharia da UFRGS, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, RS, 2005. Disponível em: <https://lume.ufrgs.br/handle/10183/16863>. Acesso em: 18 abr. 2019.

JUNIOR, Aristides Rodrigues Mattar. **Influência dos elementos de liga Cu-Ni-Mo nas propriedades mecânicas e na austemperabilidade do ADI**. 2009. - 143 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) -- Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, SP, 2009. Disponível em: <http://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/88/88131/tde-04062009-145511/>. Acesso em: 22 maio. 2019.

KOVACS, Bela V. Austempered ductile iron, fact and fiction. **Modern Casting**, Livonia, Michigan, USA, v. 80, n. 3, p. 38–41, 1990.

KOVACS, Bela V. The effects of alloying elements and their segregation in ADI. *In*: 1991, Chicago, USA. **Word Conference on Austempered Ductile Iron**. Chicago, USA: AFS, 1991. p. 241–270.

KOVACS, Bela V. On the terminology of ADI. **Transactions of the American Foundry Society**, Bloomfield Hills, Michigan, USA, n. 94–83, p. 417–420, 1994.

LAINO, S.; SIKORA, J. A.; DOMMARCO, R. C. Development of wear resistant carbidic austempered ductile iron (CADI). **Wear**, [S. l.], 2008.

LAINO, Sebastián; DOMMARCO, Ricardo C.; SIKORA, Jorge A. Resistencia a la abrasión y al impacto de fundición nodular austemperada con carburos (CADI). *In*: 2006, Santiago, Chile. **Congreso Binacional de Metalurgia y Materiales. CONAMET/SAM**. Santiago, Chile: Facultad de Ciencias Físicas y Matemáticas de la Universidad de Chile, 2006. p. 1–7.

LAIRD, George; GUNDLACH, Richard; ROHRIG, Klaus. Abrasive and repetitive-impact wear performance. *In*: **Abrasion-resistant cast iron handbook**. 1. ed. Schaumburg, Illinois, USA.: American Foundry Society, 2000. p. 222.

MELO, Guilherme Herinque Teixeira de.; CARMO, Denilson José do. **Ferros fundidos brancos ligados - metalurgia, processos e aplicações**. Itaúna: SENAI-DR.MG, 2001.

NASCIMENTO, Dácio do; SANTANA, Paulo Iolando de. **Ferros fundidos cinzento e branco**. 1. ed. Joinville, SC: Unisociesc/Nova Letra, 2016.

PIMENTEL, Amanda Souza Oliveira. **Desenvolvimento de ADI de alta resistência ao desgaste com adição de nióbio**. 2016. - 461 f. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) -- Centro de Ciências Tecnológicas, Universidade do Estado de Santa Catarina, Joinville, SC, 2016.

PIMENTEL, Amanda Souza Oliveira; GUESSER, Wilson Luiz. Tratamento térmico de austêmpera em ferro fundido nodular com adições de nióbio e de cromo. **Revista Matéria**, Rio de Janeiro, RJ, v. 22, n. 2, 2017.

RADZIKOWSKA, Janina M. Metallography and microstructures of cast iron. *In*: **ASM Handbook, v.9. Metallography and microstructures**. Ohio, USA: ASM International, 2004. p. 564–587.

ROSÁRIO, Adriano Murilo. **Estudo dos efeitos de elementos de liga na solidificação de um ferro fundido via análise térmica**. 2012. - 116 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) -- Universidade Estadual de Ponta Grossa, Ponta Grossa, PR, 2012. Disponível em: <http://tede2.uepg.br/jspui/handle/prefix/1448>. Acesso em: 26 ago. 2019.

SANTOS, Adalberto Bierrenbach de Souza. Efeito de elementos de liga na solidificação de ferros fundidos cinzentos e nodulares.pdf. **Fundição e Matérias Primas**, São Paulo, v. 2, n. n.13-1996, p. 15–27, 1996.

SANTOS, Adalberto Bierrenbach de Souza; BRANCO, Carlos Haydt Castello. **Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares**. São Paulo: IPT, 1977.

SILVA, Clênio. **Influência do número de nódulos de grafita nas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular austemperado**. 2005. - 116 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) -- Escola de Engenharia da UFMG, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, 2005.

WARDA, Richard. **Ductile iron data for design engineers**. Montreal: Rio Tinto Iron & Titanium Inc, 1990.

APÊNDICE A - Percentual de carbonetos nas amostras

Região da amostra	Percentual (%)		
	Liga 2	Liga 3	Liga 4
Região 1	7,29%	13,90%	18,14%
Região 2	7,42%	13,09%	17,16%
Região 3	7,41%	13,49%	18,14%
Região 4	6,94%	13,70%	18,57%
Região 5	6,44%	14,70%	18,65%
Região 6	6,83%	14,42%	18,59%
Região 7	7,19%	14,26%	18,85%
Região 8	7,45%	14,08%	19,31%
Região 9	7,75%	14,19%	18,81%
Região 10	8,04%	14,07%	19,00%
Média	7,28%	13,99%	18,52%
Desvio Padrão	0,46%	0,47%	0,60%
Intervalo de Confiança (95%)	(6,95%; 7,60%)	(13,66%; 14,32%)	(18,09%; 18,95%)

APÊNDICE B - Microdurezas dos carbonetos

Medições	Microdureza Vickers (HV 0,025)		
	Liga 2	Liga 3	Liga 4
1	824	824	870
2	1098	1098	642
3	946	1003	946
4	824	824	1098
5	1098	1168	824
6	1098	1003	1003
7	870	824	762
8	824	724	946
9	824	824	1098
10	1098	824	1098
Média	950,4	911,6	928,7
Desvio Padrão	132,3	145,6	155,1
Intervalo de Confiança (95%)	(856,6; 1044,2)	(817,8; 1005,4)	(834,9; 1022,5)

APÊNDICE C - Microdureza da matriz na Liga 1

Medições	Microdureza Vickers da Matriz na Liga 1 (HV 0,1) x Tratamentos					
	360°C 30 min.	360°C 90 min.	360°C 180 min.	300°C 30 min.	300°C 90 min.	300°C 180 min.
1	277	325	384	390	482	348
2	310	307	323	353	426	432
3	343	309	283	446	460	390
4	325	301	317	439	401	390
5	323	309	305	407	346	413
6	317	355	336	373	439	360
7	373	353	288	419	426	313
8	287	358	325	384	340	403
9	309	313	384	448	358	350
10	363	325	301	339	416	356
Média	322,7	325,5	324,6	399,8	409,4	375,5
Desvio Padrão	30,40	21,93	35,4	38,5	48,1	36,1
Intervalo de Confiança (95%)	(300,9; 344,4)	(309,8; 341,2)	(299,3; 349,9)	(372,2; 427,4)	(375,0; 443,8)	(349,7; 401,3)

APÊNDICE D - Microdureza da matriz na Liga 2

Medições	Microdureza Vickers da Matriz na Liga 2 (HV 0,1) x Tratamentos					
	360°C 30 min.	360°C 90 min.	360°C 180 min.	300°C 30 min.	300°C 90 min.	300°C 180 min.
1	324	336	378	402	364	411
2	336	330	402	371	382	411
3	411	307	364	411	386	411
4	402	336	343	386	386	429
5	356	336	371	386	350	438
6	330	307	429	420	458	386
7	307	371	350	371	394	402
8	324	356	318	394	330	438
9	386	324	307	420	438	448
10	350	324	394	402	438	438
Média	352,6	332,7	365,6	396,3	392,6	421,2
Desvio Padrão	35,7	19,7	37,7	17,9	41,0	19,8
Intervalo de Confiança (95%)	(327,0; 378,2)	(318,5; 346,9)	(338,6; 392,6)	(383,5; 409,1)	(363,2; 421,9)	(407,0; 435,4)

APÊNDICE E - Microdureza da matriz na Liga 3

Medições	Microdureza Vickers da Matriz na Liga 3 (HV 0,1) x Tratamentos					
	360°C 30 min.	360°C 90 min.	360°C 180 min.	300°C 30 min.	300°C 90 min.	300°C 180 min.
1	356	378	356	380	411	356
2	330	356	330	390	364	394
3	378	371	378	411	386	402
4	438	312	350	438	402	386
5	343	364	336	380	402	356
6	343	386	324	498	402	386
7	356	371	364	420	386	402
8	356	350	356	402	394	378
9	343	371	350	394	479	479
10	356	324	371	378	438	468
Média	359,9	358,3	351,5	409,1	406,4	400,7
Desvio Padrão	30,26	23,73	17,46	36,8	31,9	41,7
Intervalo de Confiança (95%)	(338,2; 381,5)	(341,3; 375,3)	(339,0; 364,0)	(382,8; 435,4)	(383,6; 429,2)	(370,9; 430,5)

APÊNDICE F - Microdureza da matriz na Liga 4

Medições	Microdureza Vickers da Matriz na Liga 4 (HV 0,1) x Tratamentos					
	360°C 30 min.	360°C 90 min.	360°C 180 min.	300°C 30 min.	300°C 90 min.	300°C 180 min.
1	364	429	402	411	438	458
2	386	312	336	458	479	468
3	458	318	312	356	394	468
4	458	371	336	350	458	371
5	438	394	356	490	394	386
6	386	336	386	343	371	429
7	350	356	371	386	458	479
8	386	307	350	386	479	438
9	318	312	386	336	350	343
10	324	312	371	386	330	420
Média	386,8	344,7	360,6	390,2	415,1	426,0
Desvio Padrão	50,9	41,9	27,7	50,5	54,5	46,0
Intervalo de Confiança (95%)	(350,4; 423,2)	(314,8; 374,6)	(340,7; 380,4)	(354,0; 426,4)	(376,1; 454,1)	(393,1; 458,9)

APÊNDICE G - Dureza na Liga 1

Medições	Dureza Rockwell C na Liga 1 (HRC) x Tratamentos					
	360°C 30 min.	360°C 90 min.	360°C 180 min.	300°C 30 min.	300°C 90 min.	300°C 180 min.
1	35,0	36,0	34,0	44,0	45,0	44,0
2	36,0	35,0	36,5	45,0	44,5	43,5
3	34,5	35,0	37,0	45,5	43,0	42,0
4	35,5	36,0	35,5	45,5	44,0	44,0
5	34,5	36,0	36,0	44,0	44,0	44,0
6	37,0	37,0	35,0	43,5	43,5	43,0
7	34,5	35,5	35,0	43,5	44,0	44,5
8	34,0	35,5	34,5	44,0	44,0	44,5
9	35,5	35,5	35,0	44,0	44,5	44,5
10	35,5	36,0	34,5	43,5	45,0	44,0
Média	35,2	35,7	35,3	44,2	44,1	43,8
Desvio Padrão	0,88	0,58	0,94	0,79	0,62	0,78
Intervalo de Confiança (95%)	(34,7; 35,6)	(35,2; 36,2)	(34,8; 35,8)	(43,7; 44,7)	(43,6; 44,6)	(43,3; 44,2)

APÊNDICE H - Dureza na Liga 2

Medições	Dureza Rockwell na Liga 2 (HRC) x Tratamentos					
	360°C 30 min.	360°C 90 min.	360°C 180 min.	300°C 30 min.	300°C 90 min.	300°C 180 min.
1	39,0	41,0	38,5	47,0	47,5	46,5
2	43,0	39,0	39,0	46,5	48,0	47,0
3	43,0	39,0	37,5	47,5	46,0	47,0
4	42,5	38,5	37,5	46,5	46,0	47,0
5	42,0	38,5	38,5	49,0	47,0	47,0
6	40,0	38,5	39,0	47,0	46,5	45,5
7	42,0	39,0	38,0	47,5	47,0	47,0
8	41,0	37,0	38,5	46,5	47,5	47,0
9	42,0	38,0	39,0	48,0	46,5	47,0
10	41,0	40,0	37,0	47,5	46,5	47,0
Média	41,5	38,8	38,2	47,3	46,8	46,8
Desvio Padrão	1,30	1,08	0,71	0,78	0,66	0,48
Intervalo de Confiança (95%)	(40,9; 42,1)	(38,2; 39,4)	(37,6; 38,1)	(46,7; 47,8)	(46,2; 47,4)	(46,2; 47,3)

APÊNDICE I - Dureza na Liga 3

Medições	Dureza Rockwell na Liga 3 (HRC) x Tratamentos					
	360°C 30 min.	360°C 90 min.	360°C 180 min.	300°C 30 min.	300°C 90 min.	300°C 180 min.
1	47,0	41,0	40,0	48,5	48,0	50,5
2	46,0	41,5	42,5	50,0	47,5	48,5
3	46,0	40,5	41,5	49,5	47,0	48,5
4	45,0	41,0	43,0	51,5	48,0	48,5
5	46,5	43,0	41,5	50,0	49,5	51,0
6	46,0	42,0	40,0	49,5	50,0	51,0
7	48,5	43,5	41,0	50,5	49,0	49,5
8	47,0	44,0	42,5	50,0	48,5	48,0
9	47,0	43,5	43,0	49,0	47,5	48,0
10	45,0	40,0	41,0	52,5	50,0	49,5
Média	46,4	42	41,6	50,1	48,5	49,3
Desvio Padrão	1,04	1,41	1,12	1,17	1,08	1,18
Intervalo de Confiança (95%)	(45,6; 47,1)	(41,2; 42,7)	(40,8; 42,3)	(49,3; 50,8)	(47,7; 49,2)	(48,5; 50,0)

APÊNDICE J - Dureza na Liga 4

Medições	Dureza Rockwell na Liga 4 (HRC) x Tratamentos					
	360°C 30 min.	360°C 90 min.	360°C 180 min.	300°C 30 min.	300°C 90 min.	300°C 180 min.
1	48,0	45,0	43,0	52,0	52,5	52,0
2	52,5	43,0	42,5	50,0	52,0	51,0
3	50,0	43,5	42,0	48,5	51,5	49,5
4	46,5	45,0	45,0	49,5	51,0	51,0
5	51,0	43,5	42,0	50,5	49,5	49,0
6	50,0	45,0	43,0	51,0	50,0	50,5
7	49,5	42,0	45,0	48,0	50,0	50,0
8	49,0	44,0	45,0	49,0	49,5	52,5
9	53,0	46,0	42,0	51,0	53,0	50,0
10	51,0	43,0	44,0	52,0	51,0	52,0
Média	50,1	44	43,3	50,1	51	50,7
Desvio Padrão	1,96	1,22	1,29	1,39	1,24	1,16
Intervalo de Confiança (95%)	(49,1; 50,9)	(43,1; 44,8)	(42,4; 44,2)	(49,2; 51,0)	(50,1; 51,8)	(49,8; 51,6)

APÊNDICE K - Taxa de perda volumétrica na liga 1

Medições	Taxa de Perda Volumétrica na Liga 1 (mm ³ /min.) x Tratamentos					
	360°C 30 min.	360°C 90 min.	360°C 180 min.	300°C 30 min.	300°C 90 min.	300°C 180 min.
1	9,586	8,756	10,069	8,834	8,818	9,702
2	9,073	9,532	11,622	8,655	8,798	8,571
3	9,807	9,974	10,416	11,300	9,269	10,189
4	12,219	9,795	9,616	9,962	9,568	10,870
Média	10,171	9,513	10,431	9,688	9,113	9,832
Desvio Padrão	1,399	0,537	0,859	1,220	0,372	0,968
Intervalo de Confiança (95%)	(9,161; 11,182)	(8,503; 10,524)	(9,420; 11,441)	(8,677; 10,698)	(8,102; 10,123)	(8,822; 10,843)

APÊNDICE L - Taxa de perda volumétrica na liga 2

Medições	Taxa de Perda Volumétrica na Liga 2 (mm ³ /min.) x Tratamentos					
	360°C 30 min.	360°C 90 min.	360°C 180 min.	300°C 30 min.	300°C 90 min.	300°C 180 min.
1	4,766	5,542	5,244	4,228	4,252	4,288
2	4,491	6,773	4,216	4,240	5,088	4,694
3	4,826	4,647	5,411	4,754	4,706	5,088
4	3,834	5,184	5,268	4,013	4,790	4,264
Média	4,479	5,536	5,034	4,309	4,709	4,583
Desvio Padrão	0,454	0,903	0,550	0,314	0,34	0,396
Intervalo de Confiança (95%)	(3,921; 5,037)	(4,978; 6,094)	(4,476; 5,592)	(3,750; 4,867)	(4,150; 5,267)	(4,025; 5,142)

APÊNDICE M - Taxa de perda volumétrica na liga 3

Medições	Taxa de Perda Volumétrica na Liga 3 (mm ³ /min.) x Tratamentos					
	360°C 30 min.	360°C 90 min.	360°C 180 min.	300°C 30 min.	300°C 90 min.	300°C 180 min.
1	3,727	3,237	3,536	3,619	3,655	3,786
2	2,974	3,918	3,094	3,488	3,667	3,500
3	2,962	3,106	3,822	3,345	3,118	2,640
4	3,273	3,249	3,404	3,118	3,034	3,452
Média	3,234	3,377	3,463	3,392	3,368	3,344
Desvio Padrão	0,358	0,366	0,302	0,215	0,340	0,492
Intervalo de Confiança (95%)	(2,860; 3,607)	(3,003; 3,751)	(3,091; 3,837)	(3,019; 3,766)	(2,995; 3,742)	(2,971; 3,718)

APÊNDICE N - Taxa de perda volumétrica na liga 4

Medições	Taxa de Perda Volumétrica na Liga 4 (mm ³ /min.) x Tratamentos					
	360°C 30 min.	360°C 90 min.	360°C 180 min.	300°C 30 min.	300°C 90 min.	300°C 180 min.
1	2,133	2,133	2,658	2,401	2,356	2,252
2	2,423	2,205	2,201	1,990	2,145	2,256
3	2,344	2,121	2,543	2,169	2,149	2,547
4	2,089	2,061	2,268	1,950	2,133	2,129
Média	2,247	2,129	2,417	2,127	2,195	2,296
Desvio Padrão	0,162	0,059	0,218	0,206	0,107	0,177
Intervalo de Confiança (95%)	(2,074; 2,420)	(1,957; 2,303)	(2,244; 2,590)	(1,954; 2,300)	(2,023; 2,368)	(2,123; 2,469)

APÊNDICE O - Resistência ao impacto na liga 1

Medições	Impacto na Liga 1 (Joules) x Tratamentos					
	360°C 30 min.	360°C 90 min.	360°C 180 min.	300°C 30 min.	300°C 90 min.	300°C 180 min.
1	122	138	93	51	129	68
2	95	99	86	84	128	95
3	97	84	131	83	81	93
4	117	140	137	77	67	106
Média	107,7	115,3	111,8	73,7	101,3	90,5
Desvio Padrão	13,74	28,1	26,0	15,48	32,0	16,1
Intervalo de Confiança (95%)	(85,87; 129,62)	(70,51; 159,98)	(70,43; 153,06)	(49,12; 98,37)	(50,35; 152,42)	(64,95; 116,04)

APÊNDICE P - Resistência ao impacto na liga 2

Medições	Impacto na Liga 2 (Joules) x Tratamentos					
	360°C 30 min.	360°C 90 min.	360°C 180 min.	300°C 30 min.	300°C 90 min.	300°C 180 min.
1	11	6	14	11	10	11
2	34	10	13	14	8	9
3	11	10	12	8	9	18
4	20	11	19	10	11	10
Média	19,0	9,2	14,5	10,7	9,5	12,0
Desvio Padrão	10,86	2,22	3,11	2,5	1,29	4,08
Intervalo de Confiança (95%)	(1,71; 36,28)	(5,72; 12,77)	(9,55; 19,44)	(6,77; 14,72)	(7,44; 11,55)	(5,50; 18,49)

APÊNDICE Q - Resistência ao impacto na liga 3

Medições	Impacto na Liga 3 (Joules) x Tratamentos					
	360°C 30 min.	360°C 90 min.	360°C 180 min.	300°C 30 min.	300°C 90 min.	300°C 180 min.
1	5	7	6	6,5	7,5	7
2	6	11	6	8,5	10	6,5
3	4	6	6,5	7	6	7
4	4,5	6	11,5	6,5	5	6
Média	4,8	7,5	7,5	7,1	7,1	6,6
Desvio Padrão	0,85	2,4	2,7	0,9	2,1	0,5
Intervalo de Confiança (95%)	(3,51; 6,23)	(3,71; 11,28)	(3,24; 11,75)	(5,61; 8,63)	(3,66; 10,58)	(5,86; 7,38)

APÊNDICE R - Resistência ao impacto na liga 4

Medições	Impacto na Liga 4 (Joules) x Tratamentos					
	360°C 30 min.	360°C 90 min.	360°C 180 min.	300°C 30 min.	300°C 90 min.	300°C 180 min.
1	3,5	5,5	4,5	3,5	6	8
2	4,5	4,5	5	6	3,5	5,5
3	5,5	4,5	3,5	5	5	4
4	3	6	4,5	4,5	4,5	5
Média	4,1	5,1	4,3	4,7	4,7	5,6
Desvio Padrão	1,1	0,7	0,6	1,0	1,0	1,7
Intervalo de Confiança (95%)	(2,36; 5,88)	(3,93; 6,31)	(3,37; 5,37)	(3,09; 6,40)	(3,09; 6,40)	(2,91; 8,33)