

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais

PPGE3M

**Avaliação do Material Ferro Fundido Nodular Austemperado
para Aplicação em Placas de Desgaste de Suspensão Rodoviária**

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

Mateus Menegazzi Müller

Porto Alegre, RS.

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais

PPGE3M

**Avaliação do Material Ferro Fundido Nodular Austemperado
para Aplicação em Placas de Desgaste de Suspensão Rodoviária**

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

Mateus Menegazzi Müller

Dissertação de mestrado apresentada como
requisito parcial para obtenção do título de Mestre
em Engenharia

Área de concentração: Ciência e Tecnologia dos
Materiais

Orientador: Prof. Dr. Thomas Gabriel R. Clarke

Porto Alegre, RS.

2020

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais

PPGE3M

A Comissão Examinadora, abaixo assinada, aprova a Dissertação “*Avaliação do Material Ferro Fundido Nodular Austemperado para Aplicação em Placas de Desgaste de Suspensão Rodoviária*”, elaborada por Mateus Menegazzi Müller como requisito parcial para obtenção do Grau de Mestre em Engenharia de Materiais.

Comissão Examinadora:



Prof. Dr. Thomas Gabriel Rosauo Clarke – Professor Orientador



Prof. Dr. André Ronaldo Froehlich



Dr. Lúcio Corrêa



Dr. Márcio Levi Kramer de Macedo – DEMET/ UFRGS

AGRADECIMENTOS

Inicialmente, gostaria de agradecer aos meus pais pelos valores transmitidos, o colo terno, os ouvidos íntegros e a mão forte (mas sempre amorosa) que foram fundamentais para forjar meu caráter e jeito de ser. À minha irmã Débora, que além de ser um exemplo de virtude e amor, nos agraciou com o melhor presente que uma irmã pode dar: um sobrinho lindo e genioso chamado Augusto. Nestes anos de estudo em que tivemos tantas perdas profundas, somente a família consegue nos dar força e prumo para seguir em frente.

À minha linda e companheira namorada Bárbara, que soube compreender minhas ausências e não mediu esforços para me ajudar a realizar este feito.

Posteriormente, meu muito obrigado às Empresas Randon e seus fornecedores parceiros, em especial à Suspensys Sistemas Automotivos Ltda., aqui representada pelos senhores Nestor Pedro Giacomini e Marcos Bertin, ambos os quais foram peças fundamentais para minha formação profissional e realização deste estudo. À Jost Brasil Sistemas Automotivos Ltda, aqui devidamente representada pelo senhor Tobias Rodrigues dos Santos. A este, meus sinceros agradecimentos pelo auxílio, disponibilidade, mão amiga e presteza nestas últimas etapas.

Em especial, à toda família UFRGS, devidamente retratada pelo professor Dr. Thomas Gabriel Rosauo Clarke. Muito obrigado pelos conselhos, ‘puxões de orelha’ e paciência. Muita paciência. Por último, mas não menos importante, um respeitoso abraço à professora Annelise Kopp Alves e ao futuro engenheiro Willian Oliveira, pela disponibilidade e companheirismo nesta reta final.

*“Quando eu gosto, eu elogio.
Quando eu não gosto, critico.
E onde tem galo cantando, eu vou lá e quebro-lhe o bico.”*

João Chagas Leite – As razões do boca braba.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Representação esquemática da suspensão 6x2 em tandem.....	20
Figura 2 - Suspensão fundida 6x2 em tandem, com duplo eixo.....	21
Figura 3 – Valores mínimos de tensão de quatro graus de ADI especificados na Norma quando comparados com outras microestruturas e microconstituintes	23
Figura 4 – Resistências à tração e alongamento com diferentes tratamentos térmicos.....	23
Figura 5 - Efeitos da microestrutura e de variáveis de processo sobre as propriedades mecânicas em ferros fundidos nodulares austemperados.....	24
Figura 6 – Micrografia característica do ADI	26
Figura 7 – Diagrama de Henderson	28
Figura 8 – Efeitos do percentual de Molibdênio nas propriedades mecânicas do ADI.....	29
Figura 9 - Complexidade da correlação de testes de campo e laboratório para obtenção do desgaste.....	31
Figura 10 - Relação entre a taxa de desgaste, a distância de escorregamento e força aplicada.....	32
Figura 11 - Diagrama Ferro – Carbono (Fe – C).....	33
Figura 12 - Micrografia característica do ferro fundido nodular.....	34
Figura 13 – Morfologias da grafita para ferros fundidos conforme Norma ASTM A247	37
Figura 14 – Propriedades Mecânicas em função da espessura de seção	38
Figura 15 – Representação gráfica do tratamento térmico de austêmpera	39
Figura 16 - Variação da microestrutura ausferrítica em função da austêmpera	41
Figura 17 - Diagrama TTT do tratamento de austêmpera	42
Figura 18 - Transformação de fases durante austêmpera, conforme janela de processo.....	44
Figura 19 - Detalhamento de montagem da placa de desgaste no suporte traseiro	45
Figura 20 - Detalhamento da cronologia do estudo realizado	46
Figura 21 – Modelo bipartido para fabricação dos blocos Y	47
Figura 22 - Desenho técnico: corpos de prova formato “bloco Y”	48
Figura 23 – Locais de análise da peça pronta	50
Figura 24 – Equipamentos utilizados para preparações metalográficas.....	51
Figura 25 - Microscópio Zeiss Axio Lab A.1 com câmera integrada	52
Figura 26 – Durômetro digital e lupa utilizados para verificação das durezas Brinell	53
Figura 25 - Desenho técnico dos corpos de prova de tração para o ferro fundido nodular.....	54
Figura 26 - Desenho técnico: corpos de prova de tração para o ferro fundido austemperado	54

Figura 27 - Corpos de prova de tração para os materiais fundidos	55
Figura 28 - Corpos de prova para impacto Charpy dos materiais fundidos	55
Figura 29 – Durômetro Shimadzu para medição da dureza Vickers	56
Figura 30 - Desenho técnico: discos para ensaio de desgaste	57
Figura 31 - Desenho técnico: pinos para ensaio de desgaste.....	58
Figura 32 – Exemplos de corpos de prova pino e disco	58
Figura 33 - Tribômetro executando o ensaio de desgaste em bancada	59
Figura 34 – Equipamento de medição Braço Faro <i>Edge</i>	60
Figura 35 - Micrografias das três últimas corridas	64
Figura 36 - Micrografia em ferro fundido nodular, amostra nº1 material FN1	65
Figura 37 - Micrografia em ferro fundido nodular, amostra nº2 material FN1	66
Figura 38 - Micrografia em ferro fundido nodular, amostra nº3 material FN1	66
Figura 39 – Corpos de prova de impacto Charpy em ferro fundido nodular após testes	68
Figura 40 - Micrografia do ferro fundido austemperado – bloco Y	69
Figura 41 - DRx do corpo de prova em ferro fundido austemperado.....	70
Figura 42 - Quantificação via software da micrografia do ADI – bloco Y	71
Figura 43 – Corpos de prova de impacto Charpy em austemperado após testes	72
Figura 44 - Micrografia do ferro fundido austemperado – peça protótipo.....	73
Figura 45 – DR-x da peça proposta em ferro fundido austemperado.....	73
Figura 46 - Quantificação via software da micrografia do ADI – peça	74
Figura 47 – Conjunto de suportes “ADI#1” devolvidos após teste de campo	77
Figura 48 - Amostra #7 - lado traseiro direito	79
Figura 49 - Amostra #1 - lado traseiro esquerdo	79

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Propriedades mecânicas do Ferro Fundido Austemperado segundo Norma.....	22
Tabela 2 - Percentuais de CE recomendados conforme seção da peça	29
Tabela 3 - Composições químicas almeçadas	49
Tabela 4 - Composição química das três últimas corridas produzidas	62
Tabela 5 - Resultados comparativos das três corridas – Diagrama de Henderson	62
Tabela 6 - Quantificação metalográfica e da grafita das três últimas corridas produzidas	63
Tabela 7 - Resistência mecânica das três últimas corridas produzidas	64
Tabela 8 - Composição química dos blocos Y semelhantes à configuração de projeto	65
Tabela 9 - Quantificação metalográfica e da grafita do bloco Y, com o material de projeto...	66
Tabela 10 - Resultados das propriedades mecânicas dos blocos ‘Y’	67
Tabela 11 - Energia absorvida em Joules pelo ferro nodular com entalhe.....	68
Tabela 12 - Composição química dos blocos Y com a configuração proposta em ADI.....	69
Tabela 13 - Propriedades mecânicas das amostras em ADI – bloco Y	71
Tabela 14 - Composição química dos blocos Y com a configuração proposta em ADI.....	72
Tabela 15 - Propriedades mecânicas das amostras em ADI - peça	74
Tabela 16 - Resultados do ensaio de desgaste em bancada – Nodular.....	75
Tabela 17 - Resultados do ensaio de desgaste em bancada - ADI	76
Tabela 18 - Resultados dos testes em campo após teste de rodagem e simulação extrapolada no software Hydropuls	77
Tabela 19 - Perda de massa das amostras testadas em campo	78

LISTA DE SÍMBOLOS

°C: graus Célsius

µm: micrometros

α: Ferrita

A: Área

Å: Angstrom

Al: Alumínio

Bi: Bismuto

C: Carbono

Ca: Cálcio

Ce: Cério

Cu: Cobre

ε: Alongamento

F: Força

Fe: Ferro

Fe₃C: Cementita

g/cm³: gramas por centímetro cúbico

J: Joules

kg: quilograma

km²: quilômetros quadrados.

kN: kilo-Newtons

kV: kilo-Volts

m/s: metros por segundo

m: metro

mA: miliAmpère

Mf: Final da transformação martensítica

Mn: Manganês

Mg: Magnésio

mg: miligrama

mm: Milímetro

mm²: Milímetro quadrado

Mo: Molibdênio

MPa: Mega Pascal

Ms: Início da transformação martensítica
N/mm²: Newtons por milímetro quadrado
N: Newton
Ni: Níquel
ø: Diâmetro
O: Oxigênio
P: Fósforo
rpm: Rotações por minuto
S: Enxofre
Sb: Antimônio
Si: Silício
T_A: Temperatura de austêmpera
Ti: Titânio
T_γ: Temperatura de Austenitização
W: Tungstênio
Zr: Zircônio
γ: Austenita
γ_{hC}: Austenita Enriquecida de Alto Carbono
σ: Tensão
σ_{esc.}: Tensão de Escoamento
σ_{rup.}: Tensão de Ruptura

LISTA DE SIGLAS

ADI: *Austempered Ductile Iron*

ARLA: Agente Redutor Líquido de Óxidos de Nitrogênio Automotivo

ASTM: *American Society for Testing and Materials*

BCIRA: *British Cast Iron Research Association*

CE: Carbono Equivalente

CFC: Cúbica de Face Centrada

CNC: Comando Numérico Computadorizado

CNT: Confederação Nacional do Transporte

CONTRAN: Conselho Nacional de Trânsito

CQI-9: Controle de Qualidade Integrado - Avaliação do Sistema de Tratamento Térmico

DIN: *Deutsches Institut für Normung*

DR-x: Difração de raios-x

HB: *Hardness Brinell*

HV: *Hardness Vickers*

IATF: *International Automotive Task Force*

INCO: *International Nickel Company*

ISO: *International Organization for Standardization*

MAN: *Maschinenfabrik Augsburg-Nürnberg*

MO: Microscopia ótica

NBR: Norma Brasileira

OHSAS: *Occupational Health and Safety Assessment Series*

PBT: Peso Bruto Total

PIB: Produto Interno Bruto

SAE: *Society of Automotive Engineers*

TTT: Tempo, Temperatura e Transformação

RESUMO

Desde meados da década de 1950, o ferro fundido nodular é utilizado em diversas aplicações automotivas. Este material é uma liga ternária de Ferro (Fe), Carbono (C) e Silício (Si), que após processos metalúrgicos, resulta em nódulos de grafita imersos numa matriz composta de ferrita, perlita ou a mistura de ambas. Através do tratamento térmico de austêmpera no ferro fundido nodular, obtém-se um material composto de grafita nodular, ferrita acicular e austenita enriquecida de alto carbono. Também conhecida como ausferrita, esta tríade resulta numa combinação excepcional de propriedades como: boa ductilidade, alta resistência mecânica e considerável resistência do desgaste. Sendo assim, os ferros fundidos nodulares austemperados despertam crescente interesse nos meios acadêmico e industrial atual, explicado pela relevância tecnológica diferenciada da matriz metálica característica do ADI (do inglês, *austempered ductile iron*). O objetivo principal do presente trabalho é a melhoria incremental de um componente inicialmente projetado em ferro fundido nodular conforme Norma SAE J434 (SAE, 2004) grau D5506, através da caracterização e implementação do ADI grau IV. Este material foi usado na placa de desgaste de uma suspensão rodoviária semipesada 6x2 (composta de três eixos e dez rodas em atrito com o solo, das quais quatro são motoras), a fim de aumentar em 100% a vida em desgaste do componente em campo. Para tal, foi utilizada como referência a Norma ASTM A897/A897M (ASTM, 2011) e uma liga de ferro fundido nodular com percentual 3,71% de Carbono e 2,65% de Silício. Esta liga foi pré-aquecida por cento e vinte minutos à 450°C, austenitizada à 930°C por noventa minutos e resfriada rapidamente em sal AS140, sendo mantida à 300°C por quarenta minutos. Com as duas configurações de amostras (conforme projeto em nodular D5506 e proposto em ADI grau IV), foram fabricadas peças protótipo para submissão de testes em campo de provas controlado. Os materiais foram avaliados através de microscopia ótica (MO), difração de raio-x (DRx), ensaios mecânicos de tração e impacto Charpy e microdureza Vickers. Através de pesagem e escaneamento, foi realizada avaliação qualitativa do desgaste de ambas as configurações após teste em campo de provas, pois não se teve acesso às demais características do sistema tribológico envolvido na suspensão deste caminhão. Entretanto, a melhoria da resistência ao desgaste do componente depende diretamente da qualidade do ferro fundido, dos controles no tratamento térmico e da matriz metálica obtida. A hipótese inicial foi corroborada, aumentando-se a vida em desgaste do componente em 111%.

Palavras-chave: ferro fundido, ausferrita, austêmpera, desgaste.

ABSTRACT

Since the mid-1950s, ductile iron has been used in a huge variety of automotive applications. This material is a ternary alloy of Iron (Fe), Carbon (C) and Silicon (Si), which after metallurgical processes, results in graphite nodules immersed in a matrix composed of ferrite, perlite or a mixture of both. Through the austempering on ductile iron, a material composed of nodular graphite, acicular ferrite and high carbon enriched austenite is obtained. Also known as *ausferrite*, this triad results in an exceptional combination of properties such as good ductility, high mechanical strength and considerable wear resistance. Thus, austempered ductile iron arouse growing interest in the current academic and industrial environment, explained by the different technological relevance of the metallic matrix characteristic of ADI. The main objective of this study is the incremental improvement of a component designed in ductile iron according to SAE J434 (SAE, 2004) grade D5506, through the characterization and implementation of grade IV ADI. This material was used on the wear plate of a semi-heavy 6x2 road suspension (composed of three axles and ten wheels in friction with the ground, of which four are motorized), in order to increase the wear life of the component in the field by 100%. For this purpose, the ASTM A897 / A897M Standard (ASTM, 2011) and a ductile iron alloy with 3.71% carbon and 2.65% silicon were used as reference. This alloy was preheated for 120 minutes at 450 °C, austenitized at 930 °C for 90 minutes and quickly cooled in AS140 salt, being maintained at 300 °C for 40 minutes. Both configurations (according to a D5506 nodular design and proposed in ADI grade IV) of prototype parts were manufactured for submission at tests in a controlled testing field. By optical microscopy (MO), x-ray diffraction (DRx), mechanical tests of traction and impact Charpy and Vickers microhardness, the materials were evaluated. Through weighing and scanning, a qualitative evaluation of the wear of both configurations was carried out after testing in the proving ground, as there was no access to the other characteristics of the tribological system involved in the suspension of this truck. However, the improvement of the wear resistance of the component depends directly on the quality of the cast iron, the controls in the heat treatment and the metallic matrix obtained. The initial hypothesis was corroborated, increasing the component's wear life by 111%.

Key words: ductile iron, ausferrite, austempering, wear.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	vi
LISTA DE TABELAS.....	viii
LISTA DE SÍMBOLOS	ix
LISTA DE SIGLAS.....	xi
RESUMO.....	xii
ABSTRACT	xiii
CAPÍTULO 1 – INTRODUÇÃO	16
CAPÍTULO 2 - FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	19
2.1 Suspensão Mecânica	19
2.1.1 Suspensão em tandem.....	19
2.2 Ferro Fundido Nodular Austemperado	21
2.2.1 Especificações da Norma ASTM A897/A897M-06.....	25
2.2.2 Composição Química do ADI	26
2.2.3 Relação entre a Resistência ao Desgaste e o ADI	31
2.3 Ferro Fundido Nodular	33
2.3.1 Mecanismos de Solidificação	35
2.3.2 Inoculantes e Nodularizantes.....	36
2.3.3 Taxa de resfriamento e número de nódulos.....	38
2.4 Tratamento Térmico de Austêmpera	39
2.4.1 Janela de Processo	43
CAPÍTULO 3 - MATERIAIS E MÉTODOS	45
3.1 Fundição dos Corpos de Prova	47
3.2 Processo de Austêmpera	49
3.3 Ensaio: Perspectivas Gerais.....	50
3.4 Ensaio: Análises Metalográficas	51
3.4.1 Caracterização do Material Original conforme Projeto.....	52

3.5	Ensaio: Propriedades Mecânicas	52
3.5.1	Dureza Brinell (HB)	53
3.5.2	Ensaio de Tração	53
3.5.3	Ensaio de Impacto Charpy	55
3.5.4	Dureza Vickers	56
3.6	Ensaio: Difração de Raio-x (DR-x).....	56
3.7	Ensaio: Avaliação do desgaste	57
3.8	Ensaio: Durabilidade em campo de provas	60
CAPÍTULO 4 - RESULTADOS E DISCUSSÃO		62
4.1	Caracterização do material original conforme projeto.....	62
4.2	Blocos ‘Y’ com material original conforme projeto.....	65
4.3	Caracterização da amostra proposta em ADI	68
4.4	Fabricação de Protótipos em Ferro Fundido Austemperado	72
4.5	Desgaste – Ensaio em Bancada.....	74
4.6	Desgaste – Ensaio em Campo de Provas	76
CAPÍTULO 5 - CONCLUSÕES		80
CAPÍTULO 6 – SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS		82
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS		83
ANEXO A – Configuração do Caminhão 6x2 do estudo		87
ANEXO B – Composição Química conforme Norma ASTM A897/897M.....		89

CAPÍTULO 1 – INTRODUÇÃO

Segundo o Relatório Gerencial de Pesquisa de Rodovias da Confederação Nacional do Transporte (CNT, 2018), a malha rodoviária brasileira é composta por mais de 1,7 milhões de quilômetros, dos quais somente 12,4% são pavimentados. Isso representa 25,1 km pavimentados para cada 1.000 km² apenas, colocando o Brasil na 112^a posição no quesito qualidade rodoviária, dos 140 países considerados. Ainda assim, estes números expressam as condições da quarta maior malha rodoviária do mundo. É neste cenário com constante aumento de veículos em trânsito, diminutos recursos para conservação e frágeis políticas públicas de manutenção de vias que 61% do transporte de cargas e 95% dos deslocamentos de passageiros são realizados.

O Anuário Estatístico de Transportes (MINISTÉRIO DA INFRAESTRUTURA, 2018) informa que o Brasil conta com uma frota circulante superior à 100,6 milhões de veículos, dos quais apenas 5,99 milhões são caminhões. Classificados como semileves, leves, médios, semipesados e pesados, eles são responsáveis pelo transporte de 117,8 milhões de toneladas de bens e mercadorias por ano. Contudo, percebe-se aqui um grande contrassenso: mesmo nas precárias condições descritas anteriormente, o setor de transportes rodoviários brasileiro adiciona ao Produto Interno Bruto (PIB) mais de R\$42 bilhões por ano, além do importante papel no desenvolvimento socioeconômico do país, gerando 1,2 milhões de empregos diretos.

De qualquer forma, o modal rodoviário nacional é deficiente em virtude do alto custo logístico e defasado, com idade média de utilização dos implementos de 17,5 anos, dos quais 76% destes estão acima dos 10 anos de uso (CNT, 2008). Assim, para tentar compensar os elevados encargos, o transportador rodoviário diminui as manutenções no veículo, realiza longas jornadas de trabalho e carregamentos acima do peso máximo permitido. Estes fatores resultam em avarias maiores e desgaste acelerado de componentes, impactando diretamente na segurança e conforto dos usuários que trafegam nas rodovias. Segundo Pigozzo (2015), por ordem de grandeza, os cinco principais custos que oneram a operação de um caminhão são: combustível (68%), manutenções (12%), pneus (8%), Agente Redutor Líquido de Óxidos de Nitrogênio Automotivo (ARLA 32, 4%) e óleos e fluídos (1%). Pode-se inferir que estes custos variam conforme a condução do motorista, a condição do pavimento e o respeito às legislações.

Com o incremento das relações econômicas, sociais e tratados de livre comércio entre o Brasil e os países vizinhos, organicamente demandou-se a evolução dos níveis de segurança e o aumento da capacidade de carga (VIVEROS, 2010). No âmbito regulatório, o Ministério das

Cidades, através do Conselho Nacional de Trânsito, dispõe dos artigos 2º e 4º e seus respectivos incisos da Resolução nº210/06 (CONTRAN, 2006), os quais determinam os limites máximos de peso bruto total (PBT) e peso bruto transmitido por eixo de veículo nas superfícies de vias públicas. Assim considerando, dentre outros, o peso bruto por eixo isolado e o peso bruto por conjunto de eixos em tandem. Esta regulamentação visa estabelecer limites de carga nas vias, mitigar riscos e punir transportadores que não respeitam as especificações técnicas dos caminhões utilizados.

Valendo-se deste cenário, este estudo de cunho mestrado profissionalizante foi realizado na Suspensys Sistemas Automotivos Ltda, localizada em Caxias do Sul – Rio Grande do Sul. Com 22 anos de atuação é fornecedora mundial de produtos para montadoras de veículos comerciais, de implementos rodoviários e para o mercado de reposição. A empresa possui as certificações internacionais IATF 16949, ISO 14000 e OHSAS, as quais permitem fornecer para montadoras de caminhões como Mercedes Benz, Volvo, Iveco, Ford, MAN e Scania, no Brasil e fora dele. E além disso, supre o mercado de implementadoras, onde se destacam a Randon Implementos, Fachini, Librelato, Agrale e o mercado de reposição. É líder de seu segmento de atuação na América do Sul e está entre os maiores fabricantes de eixos e suspensões mecânicas, soldadas e fundidas do mundo.

Dos modelos de suspensão fabricados e comercializados pela empresa, para este trabalho optou-se pela configuração fundida 6x2 em virtude dos diferenciais tecnológicos apresentados. Destaca-se o fato de ser cinco vezes mais durável que a equivalente em chapa e 17% mais leve, além de possibilitar o aumento da capacidade de carregamento do veículo em seis toneladas, ser facilmente intercambiável e permitir a transferência de carga entre os eixos de tração e o auxiliar (SUSPENYSYS, 2019).

Este estudo tem por objetivo principal, propor uma melhoria incremental ao produto, através da caracterização do ferro fundido nodular austemperado a ser aplicado na suspensão de um veículo semipesado com tração 6x2 e eixo rígido em tandem com balancim. O Anexo A (MERCEDDES, 2019) mostra as dimensões e particularidades de projeto do caminhão no qual esta placa de desgaste será montada. Este material será empregado na placa de desgaste fundida montada no mesmo suporte traseiro, que trabalha em atrito com um feixe de mola fabricado de acordo com a Norma DIN EN 10092-1 – perfil A 5160.

Salienta-se que não se realizará uma análise do sistema tribológico e seus pormenores, uma vez que este não é o mote do referido estudo. Até porque, alguns fatores importantes como as geometrias de contato, condições de carregamento, tipos de movimento e aspectos

ambientais estão fora do alcance do pesquisador e da empresa. Desta forma, ocorrerá uma observação qualitativa em âmbito laboratorial, efetivando-se avaliações microestruturais, mecânicas e físico-químicas dos conjuntos atual (em ferro fundido nodular) e o proposto (em ferro fundido austemperado). Ambas as quais, posteriormente, darão subsídio técnico à construção de protótipos para teste de rodagem e durabilidade em campo de provas controlado da montadora do veículo, conforme parâmetros acordados. Almejando-se assim provar que o novo modelo desenvolvido em ferro fundido nodular austemperado aumentará a vida útil do suporte em desgaste em 100% no campo, além de respeitar o investimento disponível.

O ferro fundido austemperado é um produto derivado do ferro nodular submetido ao tratamento térmico de austêmpera. Este processo isotérmico transforma a estrutura regular do ferro fundido nodular em uma matriz composta por ferrita acicular e austenita enriquecida de alto carbono. Esse microconstituente também conhecido como “ausferrita” (HAYRYNEN, 2002), somado à grafita nodular, confere ao material a combinação de alta resistência mecânica, ductilidade e boa resistência ao desgaste (HANDBOOK, 1991), quando comparado à aços e outras classes de ferro fundido.

Contudo, para que as propriedades do austemperado sejam maximizadas, todo o fluxo produtivo deve ser considerado e monitorado. Fatores como o meio de fusão adequado (composição química, inoculação e nodularização efetivas), a matriz metálica obtida (velocidade de resfriamento controlada, livre de fases e microconstituintes indesejados), a morfologia da grafita (parâmetros quantitativos da grafita, percentual de nodularização e número de nódulos/mm²) e a sanidade do produto final (microrrechupes, gases e porosidades) devem ser parametrizados (CARMO, 2001). Estes pontos serão abordados detalhadamente nos capítulos subsequentes.

Até porque não se pode esperar que o produto do tratamento térmico tenha resultados mecânicos e de campo satisfatórios, se o material fundido base que o precede possuir baixa qualidade.

CAPÍTULO 2 - FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Neste capítulo será apresentada a revisão bibliográfica baseada na literatura pertinente. Para isso, em quatro subcapítulos são dissertados os seguintes tópicos: uma sucinta descrição da mecânica veicular das suspensões 6x2 em tandem, seguido pelo ferro fundido austemperado, o ferro fundido nodular e, por fim, o tratamento térmico de austêmpera.

2.1 Suspensão Mecânica

Segundo Gillespie (1992), uma suspensão veicular é um sistema mecânico deformável que mantém conectadas ao solo as rodas do veículo ou implemento e tem como principais funções:

- a. fornecer conformidade vertical para que todas as rodas possam isolar o chassi dos percalços de uma estrada irregular;
- b. distribuir as forças aplicadas sobre o chassi que são trocadas com a estrada ou pavimento;
- c. garantir às rodas direção e inclinação adequadas em relação à estrada, resistindo às torções do chassi; e
- d. manter os pneus em contato com a estrada com menores variações de carga possíveis.

Tratando-se de veículos comerciais de carga, Piazza (2002) informa que o propósito principal de uma suspensão é suportar o peso do veículo somado à carga total que ele transporta, fornecendo assim, a estabilidade necessária ao implemento e transferindo as forças aplicadas no chassi sobre os eixos.

2.1.1 Suspensão em tandem

Esta configuração de suspensão é um agrupamento de dois ou mais eixos acoplados por um mecanismo destinado a manter a igualdade das cargas verticais distribuídas sobre cada eixo. Além de transportar maiores cargas dentro da lei, busca garantir melhor frenagem quando comparado a um veículo com eixo simples, além de ter melhor distribuição da carga e reduzir o efeito das tensões sobre o pavimento (GILLESPIE, 1992).

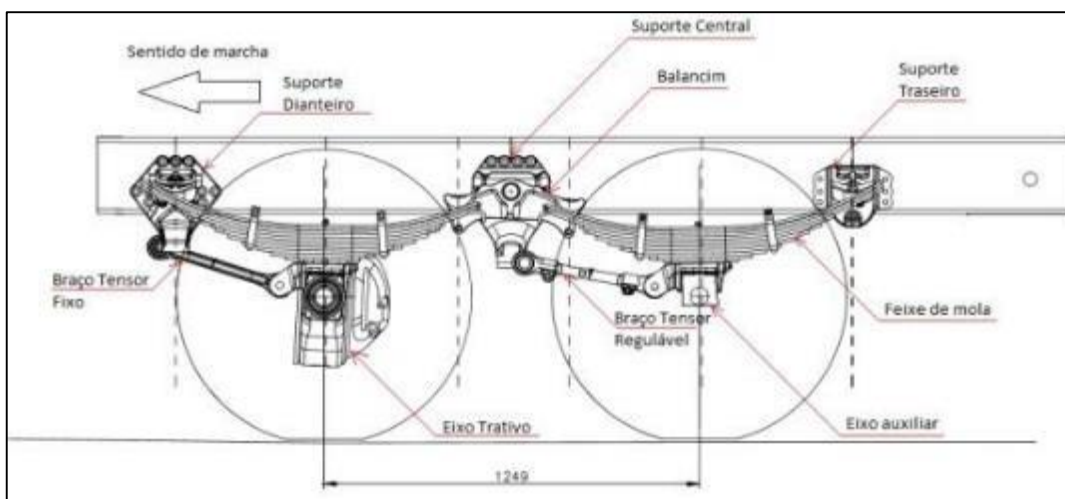
Segundo Viveros (2010), a suspensão com eixos duplos em tandem é a mais comum utilizada em veículos de carga, por possuir dois eixos geralmente motores, com a distância de

entre eixos variando entre 1,20 até 2,40 metros. Além de dispor da capacidade de igualar, distribuir ou transferir as cargas de maneira uniforme em cada rodado do conjunto satisfazendo os critérios de conforto e segurança. Conforme Fitch (1994 *apud* VIVEROS *et al.* 2010 p.50), um caminhão sem tandem (com um eixo apenas), recebe sobre o suporte traseiro da suspensão, aproximadamente dois terços da carga total transportada.

Corroborado por Parizotto (2014), esta configuração é vastamente utilizada na suspensão traseira de veículos 6x2, em virtude do baixo custo de manutenção quando comparada a outros tipos de suspensões. A forma construtiva desta suspensão se vale de dois ou mais eixos, suportes fundidos ou de chapa fixados no chassi do caminhão, placas de desgaste ou coxins de deslizamento, com molas acopladas nos suportes via fixação do sistema com placa de torque, guias e grampos.

A ligação do eixo de tração com o terceiro eixo é realizada via suporte central com balancim, a fim de equalizar a transferência de carga entre os eixos e garantir o alinhamento do veículo através dos braços tensores fixos e reguláveis. A figura 1 a seguir exemplifica o sistema construtivo descrito. A placa de desgaste fundida objeto deste estudo é montada no suporte traseiro que é engastado no chassi do caminhão, trabalhando em atrito com a primeira lâmina do feixe de molas.

Figura 1 - Representação esquemática da suspensão 6x2 em tandem

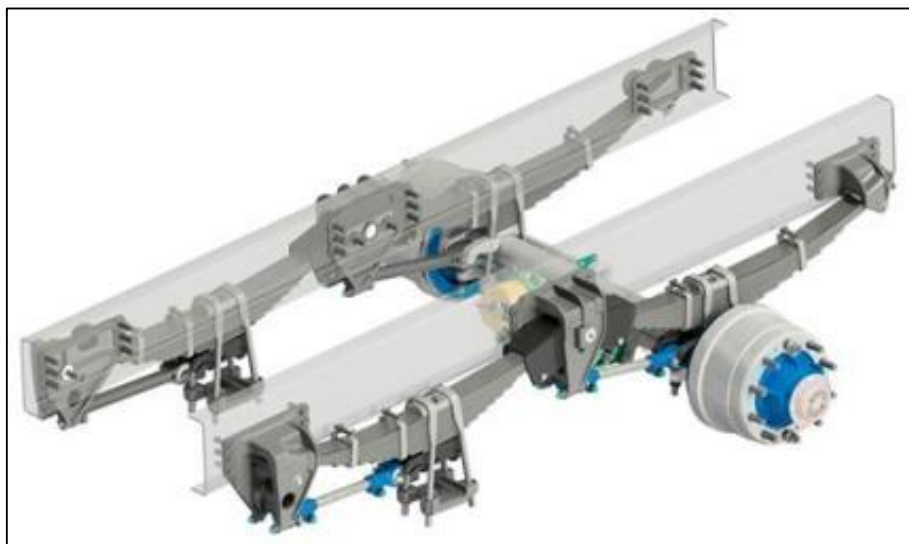


Fonte: Adaptado de Suspensys – desenho interno (2019).

A suspensão mecânica fundida 6x2 pode ser aplicada em veículos médios, pesados e semipesados, veículos tratores (cavalo mecânico) e veículos rígidos, com capacidade técnica (Peso Bruto Total - PBT) entre 18 e 20 toneladas. É uma suspensão com suportes de fácil intercambiabilidade, que permite a transferência de carga entre os eixos de tração e auxiliar,

sendo cinco vezes mais durável e 17% mais leve, em comparação com a suspensão soldada. Além da quantidade reduzida de componentes, aumenta a capacidade de carga do veículo em seis toneladas (SUSPENSY, 2019). A figura 2 demonstra a suspensão fundida 6x2 em tandem com eixo duplo, montada nas longarinas do caminhão.

Figura 2 - Suspensão fundida 6x2 em tandem, com duplo eixo



Fonte: Suspensys (2019).

2.2 Ferro Fundido Nodular Austemperado

Os primeiros registros históricos de testes envolvendo transformações isotérmicas em aços datam da década de 1930, quando os inventores E.S. Davenport e E.C. Bain submeteram placas de aço com espessura de 0,06 polegadas à ciclos de austêmpera. A microestrutura encontrada neste processo foi batizada de ‘bainita’ (DAVENPORT, BAIN e KEARNY, 1930) em homenagem a seu descobridor e registrada nos Estados Unidos sob a patente nº 1.924.099 (HANDBOOK, 1991).

No ano de 1948, a *British Cast Iron Research Association* (BCIRA) juntamente com a *International Nickel Company* (INCO) anunciaram à comunidade científica um ferro fundido diferente dos conhecidos na época: o nodular (HAYRYNEN, 2002). Este novo material possuía características distintas, pois a grafita constituinte era esferoidal e conferia maiores resistências à tração, tenacidade à fratura e alongamento quando em comparação com as demais famílias de ferros fundidos disponíveis (HANDBOOK, 1993).

Poucos anos após esta descoberta, a partir de 1950, foram realizados inúmeros estudos envolvendo o tratamento de austêmpera e o ferro fundido nodular. No âmbito industrial, o

advento do ADI (do inglês, *austempered ductile iron*) se deu a partir da década de 1970, com a *General Motors* (Estados Unidos) e a *Johansson* (Finlândia), que iniciaram a utilização em larga escala de sistemas de austêmpera semi-contínuos para engrenagens fundidas.

Todavia, somente na década de 1990 foi criada a Norma ASTM A897/A897M-90, introduzindo o termo “ausferrita” (HAYRYNEN, 2002) como nomenclatura oficial para a matriz decorrente do processo de austêmpera nos ferros fundidos nodulares. Porém, ainda hoje, estudos como o de Shelton e Bonner (2006) e Erić *et al.* (2006), erroneamente chamam a matriz residual do austemperado de bainita ferrítica, uma vez que ambas as matrizes são desenvolvidas em patamares térmicos semelhantes. Contudo, esta é uma nomenclatura equivocada, pois a reação ausferrítica termina antes da formação da bainita. Esta última, deletéria para o ADI.

Atualmente, existem diversas especificações no âmbito global com classificações, parâmetros e terminologias que tangem o ADI. Entretanto, a Norma mais comumente utilizada é a ASTM A897/A897M-06 (2011), onde estão dispostos seis graus, categorizados de acordo com os limites mínimos de tensões de ruptura e escoamento e o percentual de alongamento, respectivamente. Estes são demonstrados na tabela 1 a seguir.

Tabela 1 - Propriedades mecânicas do Ferro Fundido Austemperado segundo Norma

Propriedade	Grau I 750/500/11	Grau II 900/650/9	Grau III 1050/750/7	Grau IV 1200/850/4	Grau V 1400/1100/2	Grau VI 1600/1300/1
σ ruptura [MPa]	750	900	1.050	1.200	1.400	1.600
σ Escoamento [MPa]	500	650	750	850	1.100	1.300
ϵ [%]	11	9	7	4	2	1
Impacto* [J]	110	100	80	60	35	20
Dureza** [HB]	241-302	269-341	302-375	341-444	388-477	402-512

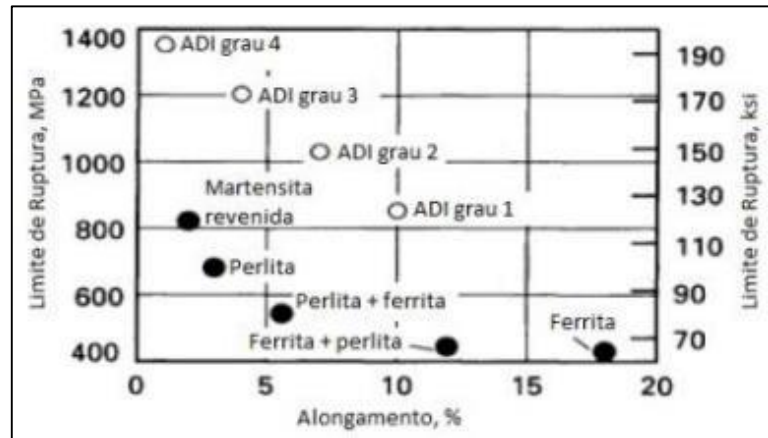
Fonte: Adaptado da Norma ASTM A897/A897M-06 (2011).

* corpo de prova sem entalhe e testado à temperatura de 22±4°C.

** não é mandatória e é mostrada à título de informação. Medida com esfera de 10mm de diâmetro e 3.000kg.

Hoje, mais do que nunca, o ADI desperta interesse por causa de suas propriedades superiores em comparação a outros materiais similares. A matriz mesclada de ferrita acicular e austenita enriquecida de alto carbono resulta numa combinação de excepcionais resistências ao desgaste e mecânica, alongamento e boa tenacidade (HEAT TREATER’S GUIDE, 1995). Quando a ausferrita é contraposta a outras microestruturas e microconstituintes de um ferro fundido de qualidade, apresenta resultado superior, conforme demonstrado na figura 3.

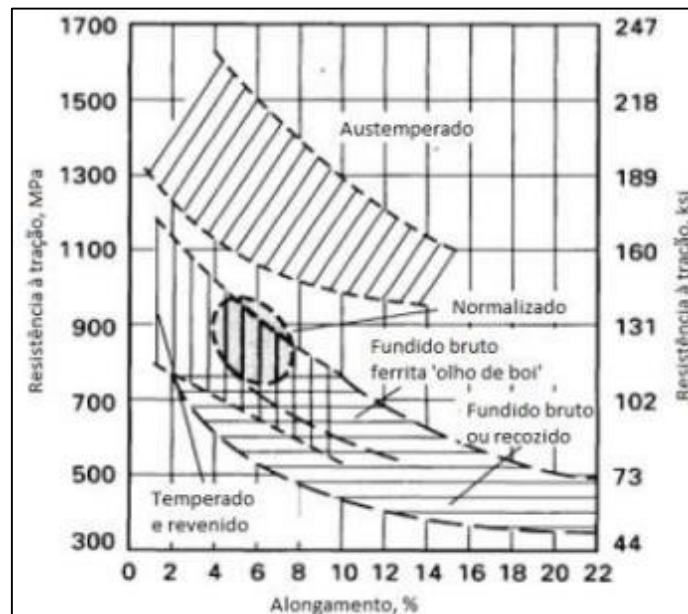
Figura 3 – Valores mínimos de tensão de quatro graus de ADI especificados na Norma quando comparados com outras microestruturas e microconstituintes



Fonte: Adaptado de Heat Treaters Guide (1995).

Por sua vez, quando a matriz austemperada é comparada com materiais submetidos a outros tipos de tratamentos térmicos e processos, percebe-se também a supremacia do ADI em relação a eles. A figura 4 (HANDBOOK, 1991) demonstra este comportamento. Observa-se que algumas classes de austemperado podem atingir resistências à tração até duas vezes maiores que nodulares comerciais, quando comparados nos mesmos percentuais de alongamento.

Figura 4 – Resistências à tração e alongamento com diferentes tratamentos térmicos



Fonte: Adaptado de ASM Handbook: vol.4 – Heat treating. (1991).

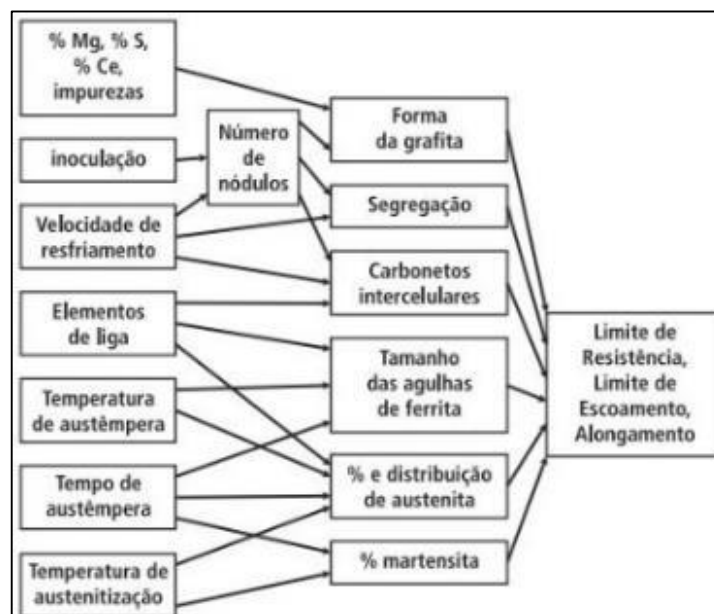
Esta pluralidade nas propriedades mecânicas torna o ADI uma boa opção para aperfeiçoamento de produtos, economia de energia, redução de peso e diminuição de gastos com matéria-prima (AMERICAN FOUNDRYMEN'S SOCIETY, 1999). Isso se justifica, em

partes, uma vez que a densidade do austemperado é menor ($6,9 \text{ g/cm}^3$) em comparação com materiais como o ferro ($7,87 \text{ g/cm}^3$), o aço forjado ($7,86 \text{ g/cm}^3$) e o aço fundido ($7,5 \text{ g/cm}^3$). Conforme a aplicação, Keough e Hayrynen (2000) afirmam que o ADI com espessura de 3mm pode competir igualmente quando comparado com alumínio fundido e forjado, aços normalizados e tratados, além de aços forjados e fundidos em geral.

O ADI é um material versátil, pois diversos intervalos de propriedades mecânicas podem ser alcançados através da adição de elementos de liga, como Molibdênio (Mo), Cobre (Cu), Níquel (Ni) e Manganês (Mn), que aumentam a resposta do ferro nodular ao tratamento térmico (ASTM A897/A897M-06, 2011). Somada a isso, a temperatura de austêmpera tem influência direta nos resultados, de acordo com as propriedades esperadas. Quando se varia esta temperatura para patamares mais elevados, o alongamento e a absorção de energia aumentam, diminuindo a tensão de ruptura (KIM *et al*, 2008). Ao passo que, diminuindo-se a temperatura de austêmpera a níveis menores, a dureza Brinell aumenta (ZHANG *et al*, 2014), assim como, a resistência ao desgaste (CARDOSO, ISRAEL e STROHAECKER, 2014).

Contudo, o ADI não é a solução para todos os problemas de *design* e engenharia, pois depende da complexa interação entre a composição química, a sanidade, a temperatura e tempo de austêmpera, a temperatura de austenitização e a velocidade de resfriamento (VOIGT e LOPER, 1984). Esta interação demanda severos controles produtivos conforme demonstrados na figura 5 (GUESSER, 2009), que serão abordados individualmente nos capítulos a seguir.

Figura 5 - Efeitos da microestrutura e de variáveis de processo sobre as propriedades mecânicas em ferros fundidos nodulares austemperados



Fonte: Guesser (2009).

Sendo assim, o ferro nodular austemperado apresenta uma combinação de propriedades extremamente favorável para aplicações envolvendo desgaste, resultando no principal mercado para os nodulares austemperados (GUESSER, 2009), uma vez que a resistência ao desgaste depende da microestrutura e dureza obtidas (SAHIN, ERDOGAN e KILICH, 2007). Podem-se destacar peças e componentes como engrenagens de transmissão, virabrequins, bielas, caixas de motor, embreagens, discos de arado, dentes de escavadeira e, também, aplicações na agricultura, mineração e setor ferroviário.

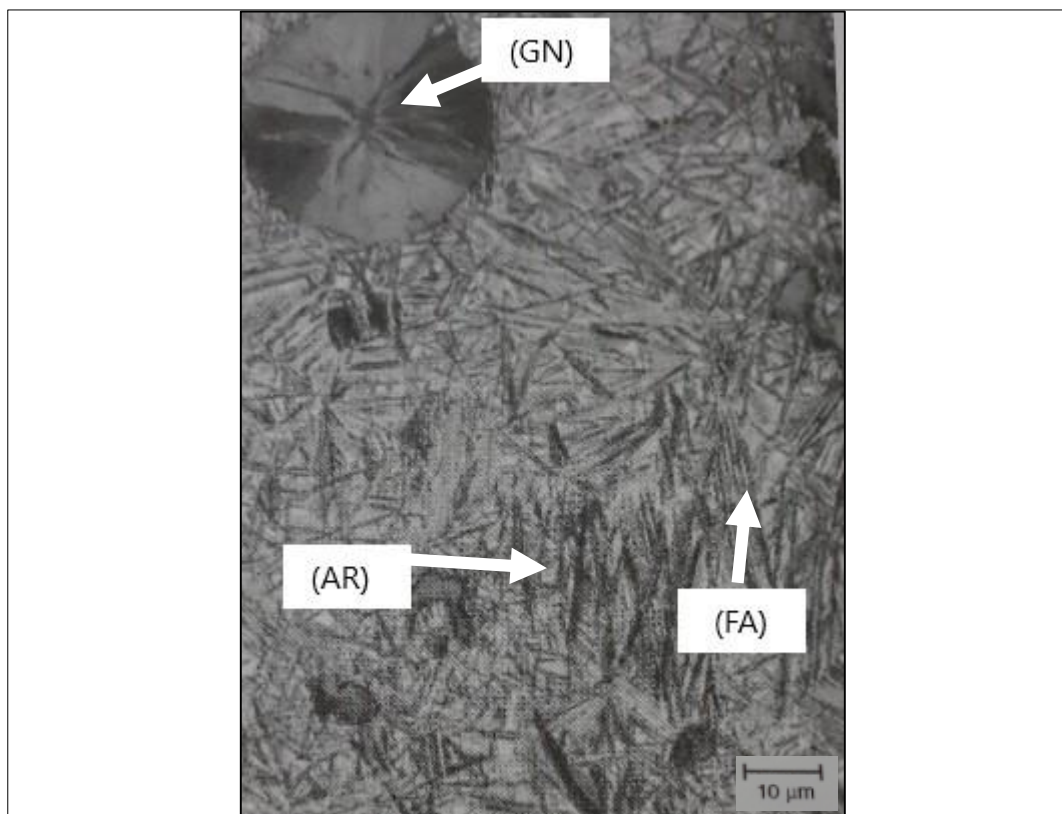
2.2.1 Especificações da Norma ASTM A897/A897M-06

Das especificações para o ferro fundido nodular austemperado disponíveis atualmente no mercado, a Norma ASTM A897/A897M-06 é a que possui maior relevância em pesquisas científicas e utilização no ramo industrial. Basicamente, ela alerta para os fatores no fluxo produtivo que demandam atenção, definindo os limites e as tolerâncias (alguns deles de cunho instrutivo) para atendimento às propriedades mecânicas dos seis graus de ADI disponíveis.

A Norma informa ainda, que a resposta do tratamento térmico é afetada pelas dimensões da peça, assim como a contagem de nódulos de grafita e a composição química. Esta última segue mostrada de forma orientativa no Anexo B deste estudo. Por isso:

- a. a microestrutura do ferro fundido nodular base pré-tratamento térmico deve ter um percentual de nodularização mínimo de 80%;
- b. deseja-se que a contagem de nódulos seja superior à 100 nódulos/mm² e grafitas tipo I (predominantemente) e II;
- c. conforme a Norma ASTM A247 (2006), um ferro fundido de alta qualidade tem sua grafita com tamanho 6;
- d. os parâmetros produtivos da fusão e de material devem ser controlados a fim de evitar o aparecimento de inclusões não-metálicas, além de defeitos superficiais ou subsuperficiais;
- e. as técnicas de inoculação adotadas devem ser efetivas a fim de prevenir a formação de carbonetos, *drosses* (inclusão de óxidos e sulfetos complexos que contém magnésio), aparecimento de gases, inclusão de escórias e problemas de sanidade interna;
- f. a matriz objetivada deve ser composta substancialmente de ferrita acicular e austenita enriquecida de alto carbono (γ hC), conforme figura 6 a seguir;
- g. deve-se fortemente evitar a formação de perlita durante o resfriamento rápido.

Figura 6 – Micrografia característica do ADI



Fonte: Adaptado de Handbook (1992).

Micrografia do austemperado. Grafita nodular (GN), ferrita acicular (FA) e austenita enriquecida de alto carbono. Ataque: Nital 3%. Aumento: 500x.

2.2.2 Composição Química do ADI

A composição química dos ferros fundidos nodulares e dos austemperados se sobressaem, pois uma deriva da outra. Por este motivo, particularidades devem ser observadas, uma vez que o tratamento térmico de austêmpera possui mecanismos motivados pelos percentuais químicos do material base. Em particular, as temperaturas e os tempos apropriados de austenitização e austêmpera são severamente influenciados pelos elementos de liga e suas quantidades relativas (GÓRNY, TYRALA e LOPEZ, 2014).

Em outras palavras, a adição de elementos de liga atrasa não apenas o início do primeiro estágio da austêmpera, mas também, adia o segundo estágio. Desta forma, criando uma ampla janela de processo para obter uma matriz ausferrítica concisa com alta ductilidade (TANAKA e KAGE, 1992).

Segundo Carmo (2001), a adição de elementos de liga se faz necessária para atingir a matriz metálica requerida e para fusão de componentes em ferro fundido nodular austemperado com espessura de parede maior ou igual a dezoito milímetros. Os elementos de ligas mais

corriqueiramente utilizadas são: Molibdênio (Mo), Cobre (Cu), Níquel (Ni) e Manganês (Mn). A seguir, cada um dos elementos citados será analisado separadamente, assim como o Carbono (C) e Silício (Si). O papel do Carbono Equivalente (CE) conforme fórmula de cálculo será avaliado também.

Em primeiro lugar, destaca-se o Carbono. No ferro fundido nodular, este elemento incrementa a fluidez do metal durante o vazamento, propicia a formação das grafitas nodulares quando em percentuais admissíveis e somado a tempos de processo adequados, permite a formação da matriz ferrítica e/ou perlítica. Em montantes reduzidos, oportuniza o aparecimento de carbonetos e apresenta tendência de formação de macro porosidades. Já em concentrações excessivas, há a predisposição do aparecimento de grafita flotada e redução expressiva das propriedades mecânicas (HANDBOOK, 1992). Ambos os casos extremos prejudicam a qualidade do ferro fundido pós-tratamento térmico. Por sua vez, a eficácia do Carbono é fortemente determinada pela combinação com o Silício.

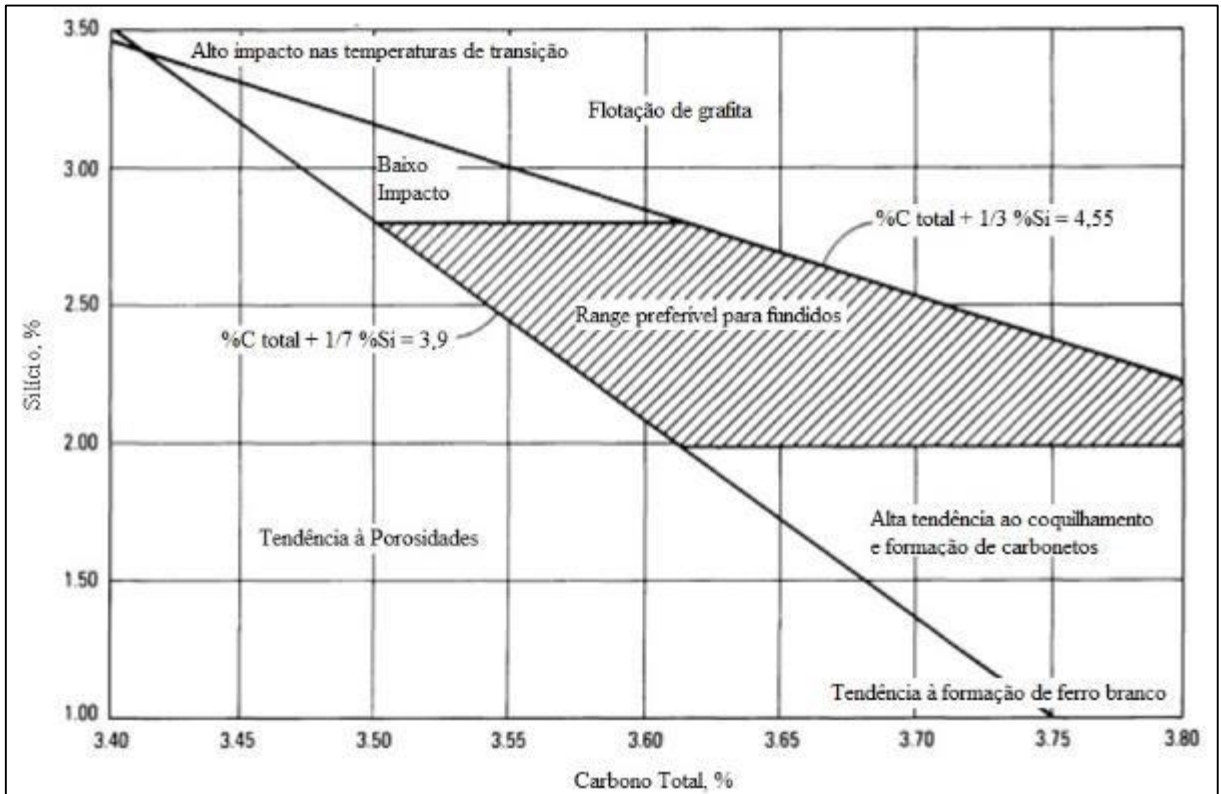
Embora o Silício seja um elemento químico com elevada capacidade grafitizante, em baixas concentrações facilita a formação de carbonetos e diminui o tamanho das células eutéticas (AMERICAN FOUNDRYMEN'S SOCIETY, 1999). Gassner *et al.* (2012) afirmam que teores elevados de Silício (estes, superiores à 3,5%) diminuem a capacidade de deformação da ferrita. Em teores superiores à 4,3%, o limite de escoamento diminui drasticamente. Em consonância com estas afirmações, Löblich *et al.* (2012) confirmam que teores superiores à 4,3% diminuem também a resistência à tração. Nos ferros fundidos austemperados, a inclusão de Silício promove a nucleação e o crescimento da ferrita acicular (HANDBOOK, 1993).

Devido à forte interação entre estes dois elementos a relação pode ser explicada pelo Diagrama de Henderson mostrado na figura 7, a seguir. Onde pode se perceber que o aumento da concentração de Silício seguido da variação do percentual de Carbono, resulta na diminuição gradual das propriedades mecânicas e de impacto, seja pela tendência à formação de porosidades, rechupes e carbonetos (Equação 1) ou pela flotação da grafita e impacto nas temperaturas de transição (Equação 2). Para orientação do fundidor, levam-se em consideração duas equações:

$$\%C \text{ total} + \frac{1}{7} \%Si = 3,9 \quad (1)$$

$$\%C \text{ total} + \frac{1}{3} \%Si = 4,55 \quad (2)$$

Figura 7 – Diagrama de Henderson



Fonte: Adaptado de American Foundrymen's Society (1999) e Handbook (1992).

A interação entre o Carbono e o Silício resulta no conceito de Carbono Equivalente (CE), que é dado pela Equação 3 a seguir, mostrada na Norma ASTM A897/A897M-06 (2011):

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

O resultado linear do Carbono Equivalente possui papel fundamental na formação do fundido nodular base (HANDBOOK, 1992), pois:

- a. tem influência na nucleação das fases primárias: para fundidos hipoeutéticos, gera austenita e para hipereutéticos, propicia a formação de grafita;
- b. está intrinsecamente relacionado à contração (em volume) do metal líquido durante a solidificação. Percentuais inferiores à 4,1% resultam numa contração de volume próxima a 15%, enquanto superiores à 4,4% alcançam uma contração de 3%;
- c. o valor calculado do CE dá-se em função da seção da peça. Em percentuais elevados, pode gerar segregação dos nódulos e grafita flotada. Em quantidades muito baixas, pode propiciar o coquilhamento.

Os valores usualmente praticados para o ferro fundido austemperado são restringidos em função da espessura da peça e expressos conforme tabela 2:

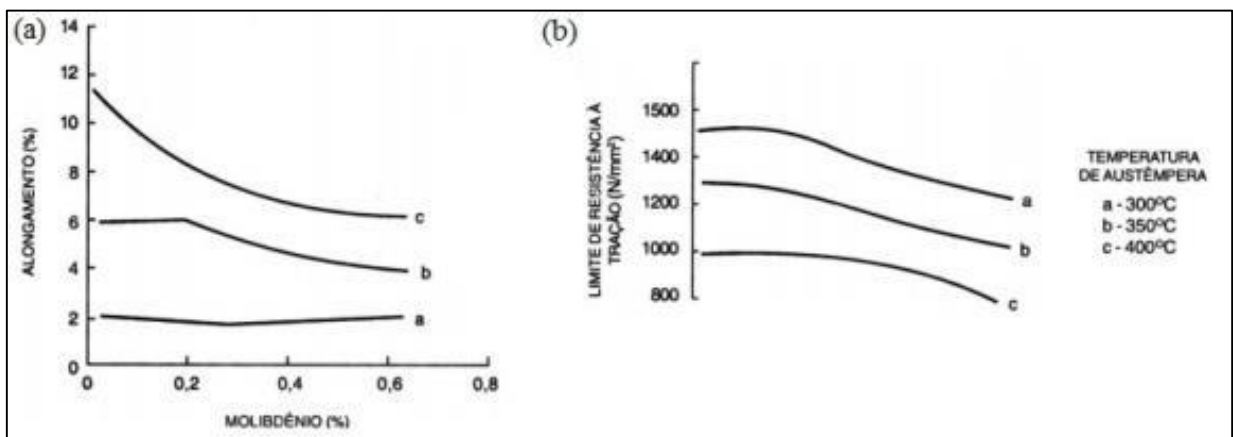
Tabela 2 - Percentuais de CE recomendados conforme seção da peça

Espessura da Seção	Intervalo de utilização: Carbono Equivalente (CE)
0 à 13 mm	4,4 – 4,6%
>13 à 51 mm	4,3 – 4,6%
>51 mm	4,3 – 4,5%

Fonte: Adaptado da Norma ASTM A897/A897M-06 (2011).

O Molibdênio é o elemento mais efetivo para aumento da temperabilidade, pois eleva a temperatura de austenitização, diminui a solubilidade do Carbono na austenita, dilata a janela de processo e atrasa a reação da austêmpera (CARMO, 2001). Entretanto, segrega no contorno das células formando carbonetos, que servem como fragilizantes e núcleos propagadores de trincas. O uso de Molibdênio deve ser limitado de acordo com o tamanho de seção da peça e a matriz desejada. Na prática, sugere-se que sua concentração não exceda 0,2% e seja usado em combinação com Níquel ou Cobre (TRUDEL e GAGNÉ, 1997). Em teores superiores a 0,5% forma carbonetos eutéticos e propicia o aparecimento de austenita metaestável que diminui as propriedades mecânicas do componente, conforme demonstrado a seguir, na figura 8.

Figura 8 – Efeitos do percentual de Molibdênio nas propriedades mecânicas do ADI



Fonte: Adaptado de Carmo (2001).

5(a) Variação do alongamento conforme percentuais de Molibdênio à diversas temperaturas. 5(b) Variação dos limites de resistência à tração conforme os mesmos percentuais de molibdênio à diversas temperaturas.

Já o Cobre é um elemento grafitizante e notável formador de perlita. Quando trabalha juntamente com o Molibdênio é significativamente mais efetivo, principalmente quando se deseja a matriz acicular pós-tratamento térmico (AMERICAN FOUNDRYMEN'S SOCIETY, 1999). Assim como o Níquel, é um estabilizador da austenita, que aumenta a temperabilidade do material (HANDBOOK, 1991), sendo vastamente utilizado devido à viabilidade econômica frente aos demais elementos de liga. Em teores regulares, aumenta o tempo de saturação do Carbono na matriz durante a austenitização. Porém, superior à 0,8%, tem a efetividade da temperabilidade diminuída, assim como a ductilidade e tenacidade (CARMO, 2001). Shelton e Bonner (2006) provaram que teores acima de 2% de Cobre afetam negativamente a dureza e a resistência mecânica do componente.

O Níquel, assim como o Cobre, possui estrutura cúbica de face centrada (CFC), sendo altamente solúvel na austenita e influenciando diretamente a cinética da austêmpera (GÓRNY, TYRALA e LOPEZ, 2014). Este elemento incrementa a temperabilidade e desloca a janela de processo para intervalos maiores, por retardar a formação de carbonetos bainíticos. Apresenta pequeno grau de segregação, aumentando a ductilidade e a tenacidade em teores até 1%. Em peças com teores acima de 2%, segrega de maneira aleatória na matriz e pode favorecer a formação de martensita durante o resfriamento (CARMO, 2001). Apesar dos benefícios, não é amplamente utilizado no Brasil devido ao alto custo envolvido em comparação com os demais elementos de liga.

O Manganês é amplamente aplicado para aumentar a temperabilidade do material. Além de segregar nos contornos de grão, retarda a formação de ausferrita dependendo da densidade de nódulos por milímetro quadrado (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS, 2011). Entretanto, deve ter seu percentual controlado, pois em quantidades maiores, diminui a temperatura de austenitização, mas aumenta a solubilidade e diminui a difusibilidade do Carbono na austenita. Em percentuais acima de 0,35%, o Manganês segrega no fundido, causando solubilidade desigual do Carbono, resultando numa reação não uniforme durante o tratamento térmico (AMERICAN FOUNDRYMEN'S SOCIETY, 1999). Quando ligado ao Carbono, possui forte influência na velocidade da reação de austêmpera. Estabiliza a austenita e atrasa a nucleação da ferrita acicular e ainda diminui a sua velocidade de crescimento na austenita (CARMO, 2001). Sugere-se também manter o residual do Manganês somado aos demais elementos nodularizantes inferior a 0,06% (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS, 2011).

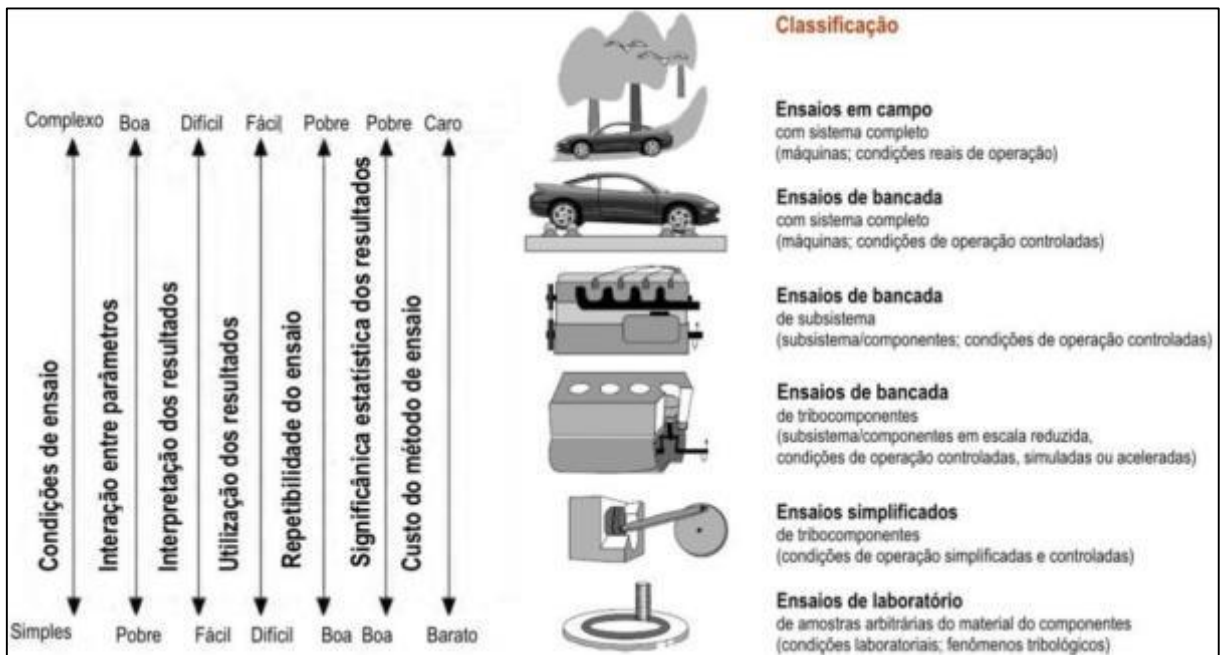
2.2.3 Relação entre a Resistência ao Desgaste e o ADI

O desgaste é um dos problemas industriais mais comuns, levando à diminuição de vida dos componentes e a necessidade de manutenções e trocas constantes. Por não ser uma propriedade intrínseca do material, a resistência ao desgaste depende de uma série de fatores, como: o sistema tribológico; as propriedades dos materiais testados; as condições, parâmetros e ambiente de testes (SAHIN e DURAK, 2007).

Os mecanismos de desgaste que atuam sobre um componente real em uso de campo, não são apenas uma função do material e das condições de contato. Mas também, do ambiente e das conjunções de trabalho, avaliando-se o sistema tribológico como um todo. Esta associação de fatores dificulta a aproximação dos resultados de pesquisa laboratorial com a situação real (SHELTON e BONNER, 2006).

Conforme mostrado na figura 9 à frente, Bhushan (2000, *apud* FARIAS 2017, p.52), demonstra graficamente as etapas de teste e a complexidade envolvida para obtenção de resultados coerentes entre laboratório e campo. O descrito acima é corroborado com a base científica disponível, que raramente apresenta o estudo completo do sistema tribológico.

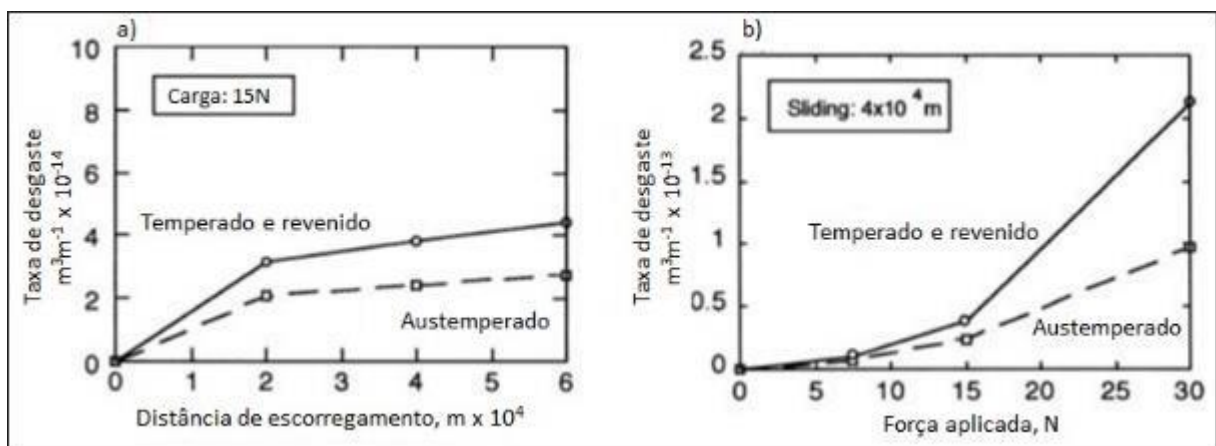
Figura 9 - Complexidade da correlação de testes de campo e laboratório para obtenção do desgaste



Fonte: Farias (2017).

No contexto de pesquisa, fatores como a distância percorrida, a força aplicada e os materiais utilizados são parâmetros habitualmente considerados para obtenção de resultados pontuais. Tratando-se do ferro fundido austemperado, Haseeb *et al.* (2000) provam que o aumento da taxa de desgaste é proporcional ao incremento da distância de deslizamento, das cargas de teste utilizadas e da microestrutura obtida nos corpos de prova em teste. A figura 10, explicita graficamente este comportamento. Quando contraposto com um ferro fundido temperado e revenido, o ADI apresenta taxa de desgaste menor e, por consequência, resistência superior. Esse fato pode ser explicado, pois a martensita revenida do ferro temperado e revenido é bastante instável. Quando esta microestrutura é submetida ao atrito, há o aquecimento da superfície e posterior transformação da matriz, resultando na diminuição da dureza e, por fim, aumento no desgaste.

Figura 10 - Relação entre a taxa de desgaste, a distância de escorregamento e força aplicada



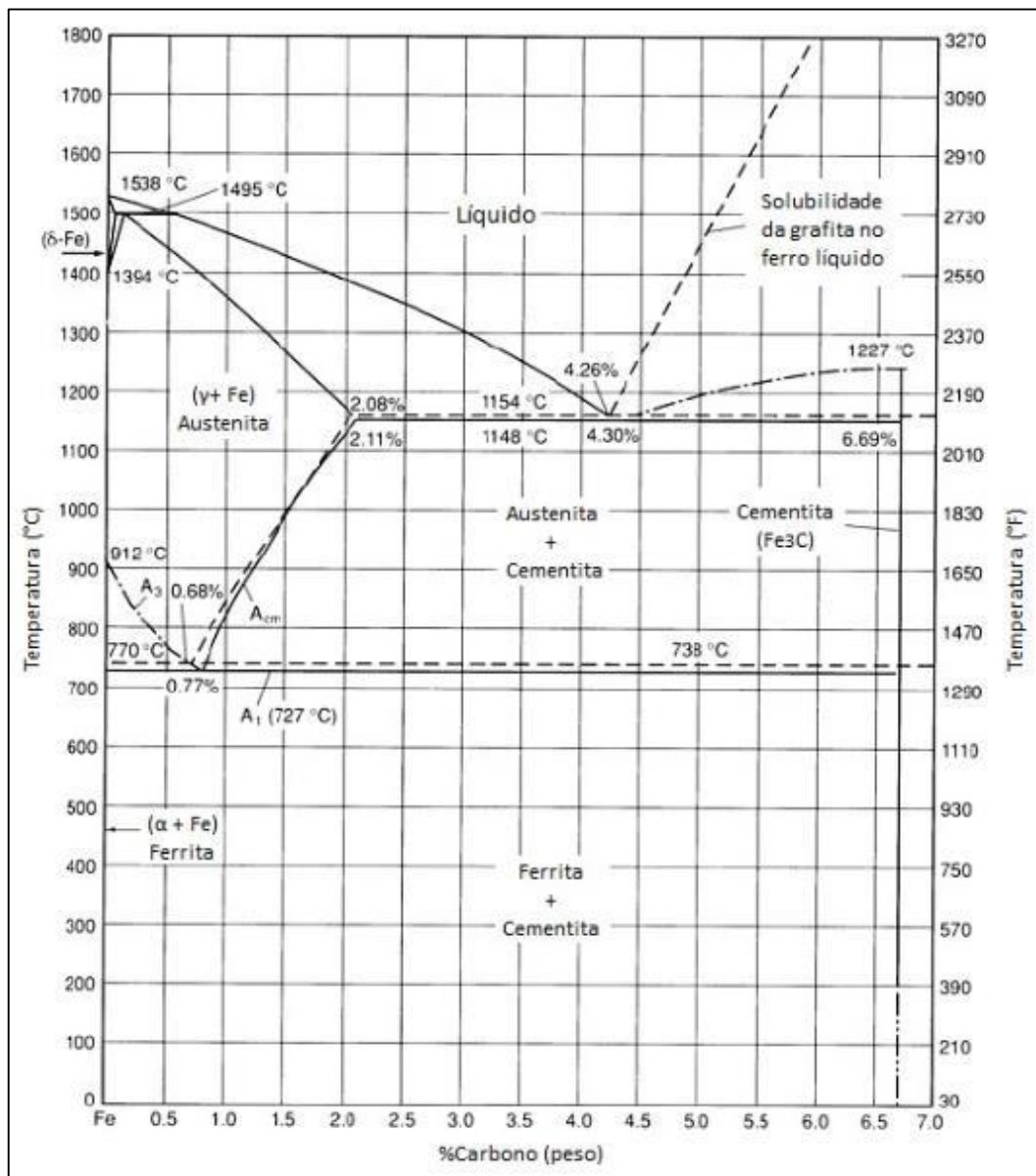
Fonte: Adaptado de Haseeb *et al.* (2000).

Por outro lado, Zimba, Simbi e Navara (2003) concluem que, durante o atrito do material austemperado ocorre a transformação superficial de austenita retida em martensita, aumentando a dureza superficial do ADI e, por consequência, a resistência ao desgaste. Por se tratar de uma alteração superficial, a tenacidade do material não é prejudicada. Cardoso, Israel e Strohaecker (2014) também identificaram esta transformação em sua pesquisa, informando que esta alteração já foi observada nas primeiras horas de teste. Quando comparado com ferro fundido branco, provaram que o austemperado apresentou resultados superiores ao desgaste, mesmo que no início dos testes o ferro branco tenha se mostrado melhor. Este comportamento foi atribuído à relação entre resistência ao desgaste e tenacidade, bem como a diferença das matrizes (carbonetos versus nódulos de grafita com austenita retida transformada) e as durezas.

2.3 Ferro Fundido Nodular

O ferro fundido nodular é uma liga ternária de Ferro (Fe), Carbono (C) e Silício (Si), cujo teor de carbono varia entre 2,11 e 6,70% em peso, sendo maior do que a solubilidade máxima da austenita à temperatura do eutético. Estes percentuais referem-se ao âmbito da literatura. Do ponto de vista comercial, são considerados percentuais de carbono até 4,5%, pois acima disso, os ferros fundidos apresentam durezas elevadas, considerável fragilidade e baixa aplicabilidade na indústria. A figura 11 a seguir, mostra o Diagrama de equilíbrio Ferro-Carbono (Fe-C), mostrando o teor de Carbono dos aços variando de 0,0005% à 2,00% em peso.

Figura 11 - Diagrama Ferro – Carbono (Fe – C)

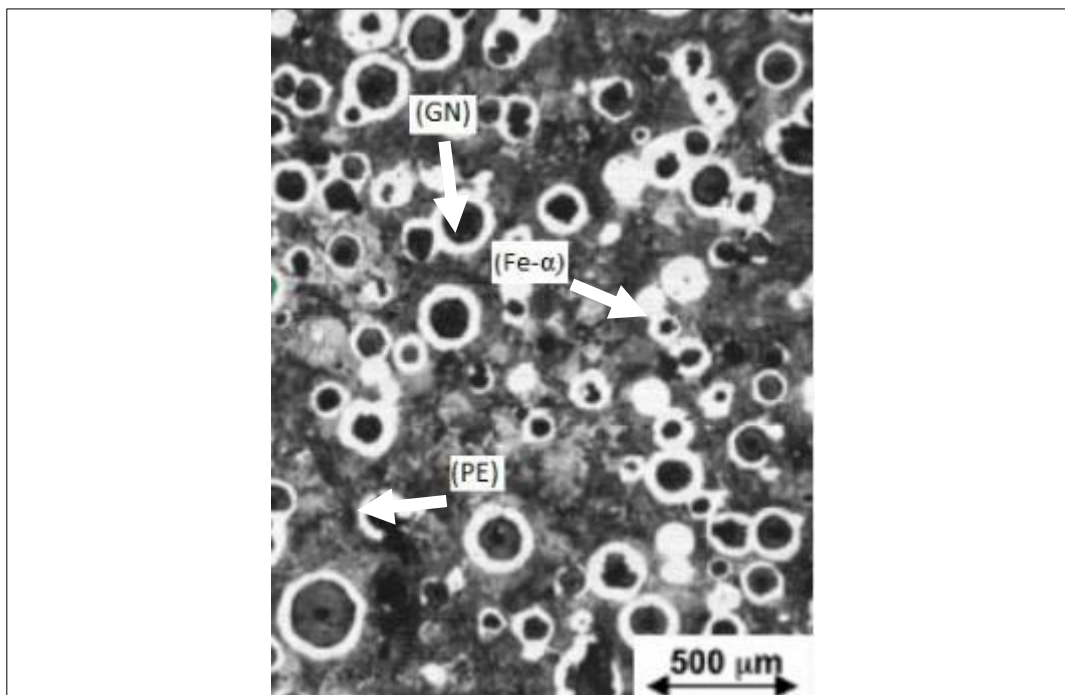


Fonte: Adaptado de Handbook (1993).

Em percentuais de Carbono superiores à 2,00% há o aparecimento dos ferros fundidos, com a formação de grafita pela presença dos altos teores de Carbono e Silício disponíveis. As temperaturas críticas e transformações físico-químicas que ocorrem no Diagrama em função do %C determinam o tipo de material obtido, assim como as propriedades mecânicas alcançadas.

Também conhecido por ferro dúctil, possui grafita livre na forma de nódulos, decorrentes do processo de nodularização via adição de Magnésio (Mg), Cério (Ce) ou terras raras. Geralmente é composto por uma matriz de perlita [cementita (Fe_3C) + ferrita (α)], ferrita ou a mistura de ambas, dependendo da seção da peça e da composição da liga (HANDBOOK, 1991), conforme discriminado na figura 12.

Figura 12 - Micrografia característica do ferro fundido nodular



Fonte: Adaptado de Handbook (1991).

Micrografia na condição bruta de fundição. Grafitas nodulares (GN) imersas numa matriz perlítico-ferrítica (PE) – (Fe- α). Ataque: Nital 3%. Aumento: 100x.

Sendo assim, as propriedades do ferro fundido nodular são controladas pela quantidade, tamanho, forma, distribuição e interação entre os microconstituintes presentes em sua matriz metálica. Por esta razão, além da composição química, dois fatores possuem grande poder de influência na qualidade das peças, devendo ser entendidos e controlados (AMERICAN FOUNDRYMEN'S SOCIETY, 1999). São eles:

- a. processamento do metal líquido (mecanismos de solidificação);
- b. taxa de resfriamento e número de nódulos.

2.3.1 Mecanismos de Solidificação

Conforme explicado por Guesser (2009), os ferros fundidos são ligas que apresentam na solidificação, geralmente, uma fase pró-eutética com dois equilíbrios. Ambos consideram como referência a temperatura do eutético, conforme diagrama Fe-C. O primeiro deles pode se completar de maneira eutética estável (austenita + grafita). Já o segundo, de forma metaestável (austenita + carbonetos).

Nas ligas de ferros fundidos hipoeutéticas, o metal líquido começa perder calor resfriando lentamente até atingir a linha '*líquidus*'. Quando isso acontece, inicia-se a formação das primeiras dendritas de austenita com percentual considerável de Carbono, de modo que seu crescimento rejeita Carbono para o líquido. À medida que a temperatura diminui, a quantidade de austenita formada aumenta até chegar na temperatura de eutético. Após sutil resfriamento, pequenas ilhas de grafita surgem no líquido residual saturado de Carbono e Silício, sendo posteriormente circundados por austenita.

Segundo Santos (1989, *apud* SILVA *et al.* 2005, p.20), quando se trata de uma liga eutética de ferro fundido, a solidificação é iniciada após super-resfriamento abaixo da linha do eutético. Assim, ilhas de grafita são formadas em contato direto com o líquido e envolvidas pela austenita da reação eutética, porém sem a costumeira formação de dendritas. Para ferros fundidos hipereutéticos, há uma diferença, pois a fase primária é a grafita, que se precipita abaixo da temperatura *líquidus* a partir do banho, conforme a temperatura diminui.

Independentemente do tipo de liga, inicia-se a formação da grafita durante a solidificação do metal líquido que, conforme velocidade de crescimento nos planos pode gerar grafita nodular (plano basal) ou grafita lamelar (plano prismático). Os ferros fundidos comerciais, normalmente, possuem grafita lamelar em virtude de maiores quantidades de Enxofre (S) e Oxigênio (O), que são elementos tensoativos facilmente adsorvidos pelo plano prismático. Contudo, com a inclusão de Magnésio (Mg) que é um elemento desoxidante e dessulfurante, o Oxigênio e o Enxofre são removidos do banho, favorecendo o crescimento do plano basal e, por consequência, a grafita nodular (LABRECQUE E GAGNÉ, 1998).

Ainda durante a solidificação, há afastamento das condições de equilíbrio devido ao gasto de energia de superfície que a nucleação exige. Desta forma, há a possibilidade de geração de carbonetos ao invés de grafita. Para que isso não ocorra, são utilizados inoculantes no banho, que são partículas sobre as quais a grafita pode precipitar, reduzindo assim os gastos com energia. Entretanto, esta é uma etapa do processo que demanda atenção, pois uma inoculação ineficiente influencia diretamente no volume de porosidades internas no fundido, na densidade

e contagem de nódulos de grafita e nas propriedades mecânicas, principalmente se tratando da tensão de escoamento e do alongamento (RAO, 1988).

Segundo Guessser (2009), quando finalizado o processo da solidificação, o resfriamento posterior durante o estado sólido diminui o teor de Carbono dissolvido na austenita até percentuais muito pequenos, precipitando-se na grafita. Posterior a isso, na temperatura de 723°C ocorre uma transformação eutetóide que pode se dar na forma estável (ferrita + grafita) ou metaestável (ferrita + perlita).

Para o austemperado, objetiva-se que sejam evitados os processos metaestáveis formadores de carbonetos no ferro fundido pré-tratamento, pois estes necessitam tempos e temperaturas maiores para a dissolução total na matriz (CARMO, 2001). Por isso, a composição química e a taxa de resfriamento são dois parâmetros que possuem papel fundamental para a ocorrência e coerência destas transformações. A primeira delas controla, dentre outros, o aumento das distâncias entre temperaturas estável e metaestável, favorecendo a formação de fases e/ou microconstituintes. Já a segunda, em consonância com a composição química, determina densidade dos nódulos por área e a qualidade da grafita envolvida (AMERICAN FOUNDRYMEN'S SOCIETY, 1999).

2.3.2 Inoculantes e Nodularizantes

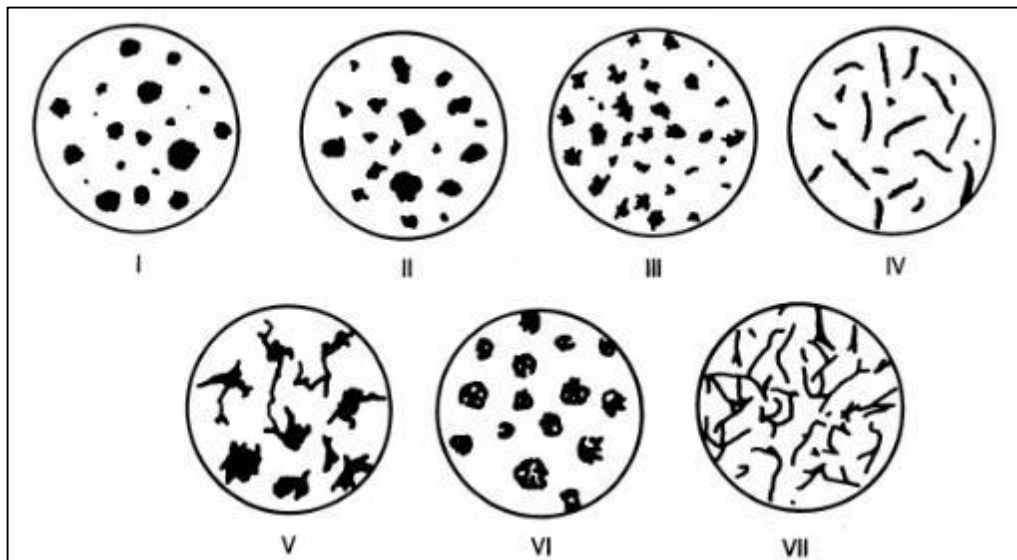
De maneira geral, são cargas químicas adicionadas no metal líquido durante a fusão para evitar a formação de carbonetos (inoculantes), além de dessulfurar e desoxidar o banho para obtenção do ferro fundido nodular (nodularizantes).

O processo de inoculação no ferro nodular consiste em adicionar ao banho ligas grafitizantes de Fe-Si pouco antes e/ou durante o vazamento. Estas ligas têm por objetivo alterar a distribuição de grafita no metal líquido, aumentando o número de núcleos presentes durante a solidificação. Desta forma, há um incremento na quantidade de células eutéticas, diminuindo o super-resfriamento necessário à solidificação e a tendência de formação de carbonetos e microporosidades (HANDBOOK, 1992). Guessser (2009) ainda pondera que uma boa inoculação aumenta o número de nódulos, com substancial melhora no grau de nodularização da grafita, além de distribuir a segregação dos elementos de liga e impurezas, promovendo a formação de ferrita.

Segundo Santos (1989, *apud* SILVA *et al.* 2005), o tratamento de nodularização objetiva alterar a forma da grafita do metal líquido de lamelar para nodular, geralmente, com a adição de Magnésio (Mg), Cério (Ce) ou Cálcio (Ca). A figura 13 a seguir, exemplifica os tipos de

grafitas possíveis de obtenção nos ferros fundidos. O teor destes elementos no banho deve ser o suficiente para cumprir sua função. Caso contrário, podem gerar carbonetos de solidificação, drosses e grafitas degeneradas. A espessura da peça fundida, o tempo de *fading* (tempo que o inoculante faz efeito dentro do banho de metal líquido) e a liga utilizada influenciam diretamente a eficiência da nodularização (AMERICAN FOUNDRYMEN'S SOCIETY, 1999).

Figura 13 – Morfologias da grafita para ferros fundidos conforme Norma ASTM A247



Fonte: Adaptado da Norma ASTM A247 (2006).

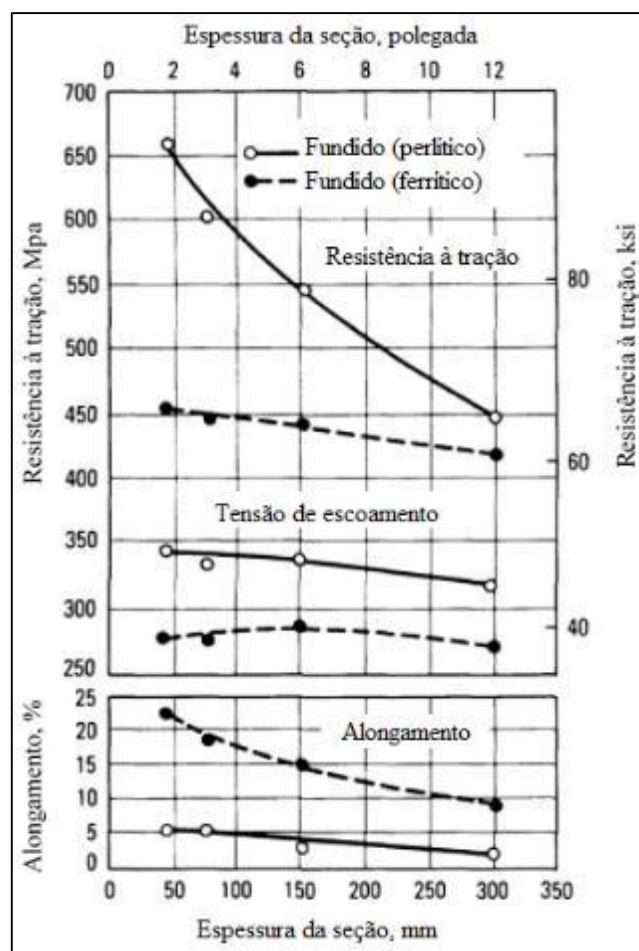
Abaixo seguem os sete tipos de grafitas explicitadas na Norma, com uma breve explicação de cada uma. São elas:

- a. tipos I e II: nodulares obtidas após adição de elementos nodularizantes;
- b. tipo III: típica em ferros fundidos maleáveis;
- c. tipo IV: vermicular;
- d. tipo V: grafita degenerada conhecida como “*spiky*” ou “*crab*”, geralmente observada quando há excesso de elementos nodularizantes no metal líquido ou outros percentuais residuais nocivos (ex.: Titânio (Ti), Antimônio (Sb), Bismuto (Bi));
- e. tipo VI: grafita explodida encontrada em ferros nodulares com excesso de terras raras, elevado Carbono Equivalente ou fundidos com seções muito finas;
- f. tipo VII: grafita lamelar comumente observada em ferros fundidos cinzentos ou em ferros fundidos nodulares após extrapolação do tempo de *fading*.

2.3.3 Taxa de resfriamento e número de nódulos

Conforme já citado e descrito no Handbook (1992), a espessura de seção da peça possui influência direta na taxa de resfriamento e na microestrutura resultante. A figura 14, demonstra a relação das propriedades mecânicas em função da espessura de seção do componente. O alongamento e as resistências à tração e escoamento diminuem à medida que a espessura aumenta, independentemente se o fundido for composto de matriz ferrítica ou perlítica.

Figura 14 – Propriedades Mecânicas em função da espessura de seção



Fonte: Handbook (1992).

Em componentes com seções mais finas, as taxas de resfriamento e solidificação aumentam, resultando numa estrutura com grãos mais refinados. Contudo, há a possibilidade de formação de carbonetos (coquilhamento), que são prejudiciais às propriedades mecânicas do componente. Os nódulos de grafita são de tamanhos menores e um pouco mais espaçados. Desta forma, exigindo um processo de inoculação robusto e controlado. Este procedimento é muitas vezes realizado em dois estágios, para garantir boa densidade de nódulos/mm².

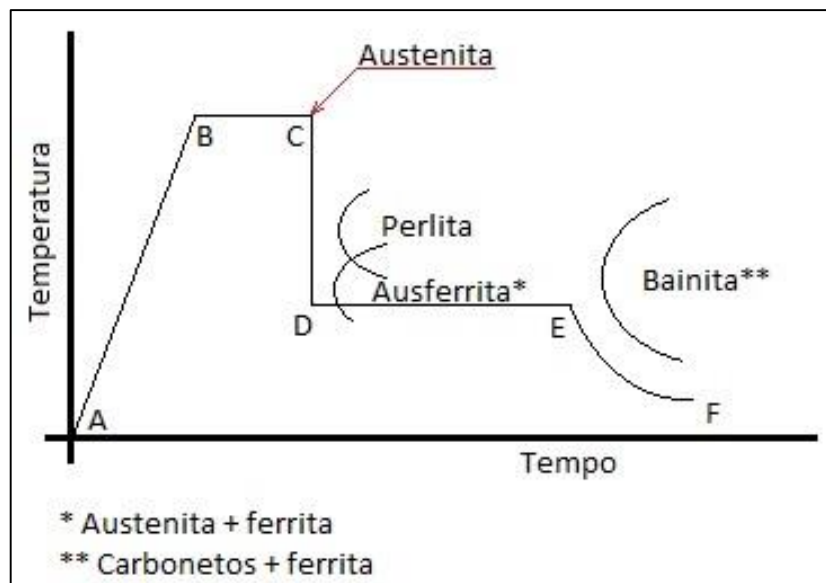
Sohi, Ahmadabadi e Vahdat (2004) confirmam que seções maiores exigem elevados tempos e temperaturas de processo, além de uma maior quantidade de elementos de liga com inoculação pesada. Estes fatores reduzem a taxa de resfriamento, resultando na diminuição considerável na quantidade de nódulos de grafita. Além disso, defeitos como microporosidades, degeneração da grafita, formação de carbonetos eutéticos, transformação incompleta da ausferrita e segregação de elementos de liga estão presentes regularmente na matriz.

Tratando-se especificamente do número de nódulos, Silva (2005) realizou um estudo avaliando a relação entre as propriedades mecânicas do austemperado e a densidade de nódulos/mm², esta última variando de 89 a 794. Concluiu-se que quanto maior o número de nódulos, maior o alongamento e tenacidade do componente.

2.4 Tratamento Térmico de Austêmpera

De maneira geral, a austêmpera é um tratamento térmico que envolve a completa austenitização, seguida por um resfriamento brusco controlado (normalmente num banho de sal) até um patamar isotérmico por tempo e temperatura pré-determinados (HANDBOOK, 1991). Na figura 15, Hayryen (2002) demonstra graficamente os cinco macroprocessos (identificados de A até E) que compõem esse tratamento. São eles: aquecimento até a temperatura de austenitização (A – B); manutenção da temperatura de austenitização até que esta esteja completa (B – C); resfriamento rápido até temperatura de austêmpera (C – D); tratamento isotérmico à temperatura de austêmpera (D – E); resfriamento ao ar (E – F).

Figura 15 – Representação gráfica do tratamento térmico de austêmpera



Fonte: Adaptado de Hayrynen (2002).

Inicialmente, o componente é submetido a um aquecimento progressivo por tempo pré-definido até atingir o intervalo tolerável da temperatura de austenita (etapas A – B). Este aquecimento pode ser à taxa constante ou com degraus intermediários. Quando atinge a temperatura de austenitização (T_γ) requerida é mantida neste patamar térmico (etapas B – C) até que a matriz seja composta totalmente de austenita saturada com carbono (HANDBOOK, 1991). Entretanto, embora não haja um consenso entre pesquisadores sobre essas temperaturas, o usualmente praticado varia de 825°C a 950°C com uma tolerância máxima admissível de $\pm 11^\circ\text{C}$ (CARMO, 2001).

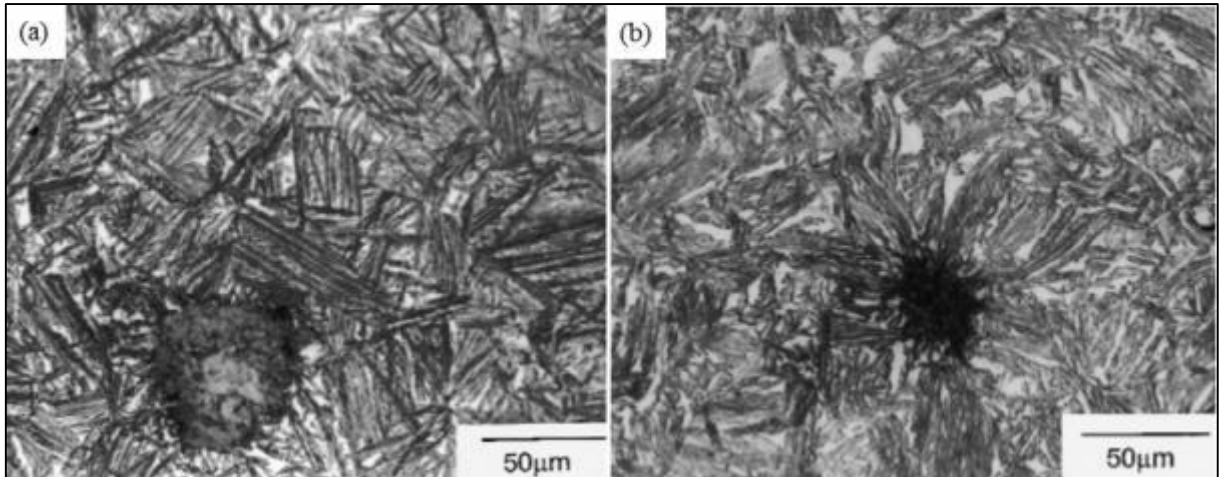
Chiaverini (2003) informa que, quanto mais alta for esta temperatura, maior será a solução de Carbono na austenita (γ), o que pode provocar, maior quantidade de austenita retida. Ocorre também um crescimento de grão da austenita, aumentando a temperabilidade do material. Já o tempo de austenitização necessário será diretamente proporcional à espessura máxima da peça, a composição química, a proporção dos microconstituintes da matriz base (ferrita + perlita), o arranjo e quantidade de peças no forno (CARMO, 2001).

Após, a peça é rapidamente resfriada (etapas C – D) até a temperatura de austêmpera (T_A). Porém, esta temperatura deve ser superior à linha Ms (início da transformação martensítica) da curva TTT e estar sob uma taxa de resfriamento coerente para evitar a formação de perlita. Depois, mantém-se o componente isotermicamente (etapas D – E) num intervalo térmico que oscila de 250°C a 450°C, por 30 minutos até 4 horas (Guesser, 2009), a fim de gerar uma matriz ausferrítica, composta de ferrita acicular (α) e austenita enriquecida de alto carbono ($\gamma_{\text{H}}\text{C}$). Destacam-se que os parâmetros tempo e temperatura da austêmpera são fortemente influenciados pela composição química e pela espessura da seção a ser tratada termicamente (HANDBOOK, 1991).

Por sua vez, a temperatura de austêmpera determina o tempo de duração da reação, a morfologia das fases presentes na matriz e as propriedades do material. Tal afirmação é corroborada por Kim *et al.* (2008) e Zhang *et al.* (2014), que mostram a massiva influência da temperatura de austêmpera na microestrutura das peças e, por consequência, nas propriedades mecânicas. À medida que a temperatura de austêmpera aumenta, observa-se que o alongamento (ϵ) e a energia de impacto absorvida (J) aumentam. Por outro lado, a tensão de ruptura diminui. Zimba, Simbi e Navara (2003), atestam que, para os mesmos tempos, as temperaturas de austêmpera mais baixas, produzem estruturas mais refinadas com maior comprimento da ferrita acicular. Ao passo que, temperaturas elevadas produzem uma estrutura mais grosseira, com

maiores espaçamentos entre as agulhas de ferrita e fração volumétrica da austenita retida. Verifica-se estes fenômenos na figura 16 a seguir.

Figura 16 - Variação da microestrutura ausferrítica em função da austêmpera



Fonte: Adaptado de Zimba, Simbi e Navara (2003).

Figura 16 (a) Micrografia do ADI com temperatura de austêmpera baixa (325°C). 16 (b) Micrografia do ADI com temperatura de austêmpera elevada (375°C).

Diferentemente da reação esperada para os aços, a transformação para o fundido nodular deve ser encerrada (etapa E) antes da matriz entrar na curva da bainita, pois o objetivo é gerar uma mistura bifásica de ferrita acicular (α) com austenita enriquecida de alto carbono (γ_{hC}). E, por fim, o fundido é resfriado ao ar até temperatura ambiente (etapas E – F).

De acordo com Carmo (2001), Heat Treaters Guide (1995) e ASM Handbook (1991), para a austêmpera segundo o Diagrama TTT (tempo, temperatura, transformação), são considerados 2 estágios como primordiais, conforme mostrados a seguir na figura 17. São eles:

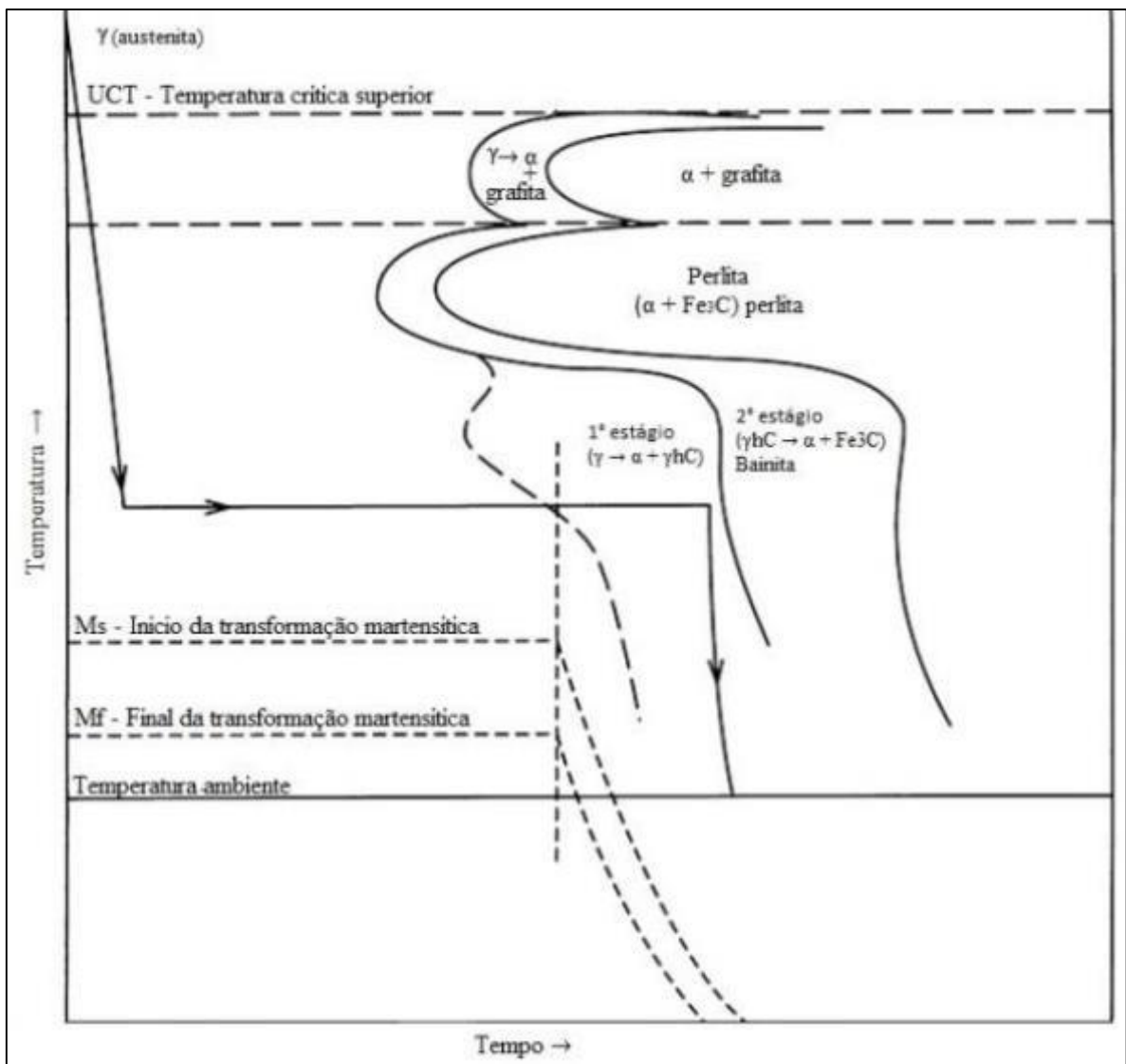
- a) primeiro estágio: $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma_{hC}$
- b) segundo estágio: $\gamma_{hC} \rightarrow \alpha + \text{carbonetos}$.

Após a austenitização completa, o fundido é rapidamente resfriado até a temperatura de austêmpera, sendo mantido nesta temperatura por um tempo pré-determinado, a fim de transformar a matriz austenítica rica em carbono metaestável ($\pm 2\%$). Dependendo da temperatura e do tempo que o fundido for mantido neste patamar, de maneira geral, ocorre a nucleação de placas de ferrita (caracterizando assim o primeiro estágio da reação) ou ferrita somada à carbonetos (segundo estágio de transformação) após um tempo de estabilidade.

O primeiro estágio se inicia na matriz totalmente austenítica, com a nucleação de placas de ferrita (α) na interface dos nódulos de grafita e nos contornos de grão. A ferrita acicular

crece no interior da austenita e, ao mesmo tempo, expulsa Carbono, que se difunde na austenita. Em virtude do elevado percentual de Silício (entre 2% e 3%) presente nos fundidos há um atraso na formação rápida de carbonetos. Ao passo que a austenita é enriquecida de Carbono, a formação das placas de ferrita vai sendo inibida, até a saturação de Carbono (CARMO, 2001). Por fim, há a estabilização térmica da austenita, impedindo que haja a formação de martensita após resfriamento subsequente.

Figura 17 - Diagrama TTT do tratamento de austêmpera



Fonte: Adaptado de Heat Treater's Guide (1995).

Entretanto, pesquisas como a de Tanaka e Kage (1992) e Wu, Chen e Shih (2002) afirmam que ao se resfriar o metal a partir da temperatura de austenitização, uma quantidade considerável de martensita é formada no início do primeiro estágio, aumentando a dureza, mas

reduzindo a tenacidade e ductilidade. Porém, à medida que se aumenta o tempo do componente à transformação isotérmica, os montantes de ferrita e austenita se elevam conforme já descrito e reduzem drasticamente a quantidade de martensita na estrutura final do material.

Logo, a reação de austêmpera termina antes do início do segundo estágio, ilustrando a diminuição das temperaturas de início (M_s) e fim (M_f) da transformação martensítica, à medida que a austenita de alto carbono (γ_{hC}) se forma no primeiro estágio (HANDBOOK, 1991). É nesta etapa que a combinação de resistência mecânica e alongamento alcança seu valor máximo.

Uma vez que a austenita não é indefinidamente estável, o segundo estágio da reação se inicia, caracterizado pelo aumento médio da taxa de transformação e quantidades reduzidas de austenita, formando a bainita (TANAKA e KAGE, 1992). Quando a temperatura de austêmpera é mantida por tempos maiores, a austenita de alto carbono pode diminuir a energia livre pela rejeição do Carbono ao banho, induzindo a precipitação de Carbono dentro da austenita. Assim formando carbonetos e admitindo o crescimento lateral das placas de ferrita (CARMO, 2001). Este estágio também pode acontecer à temperaturas de transformação de austêmpera baixas, mas demandam tempos muito mais longos de transformação. Se os tempos forem excessivamente longos, a austenita tende a desaparecer, e a ferrita + carbonetos formarão uma estrutura mais estável.

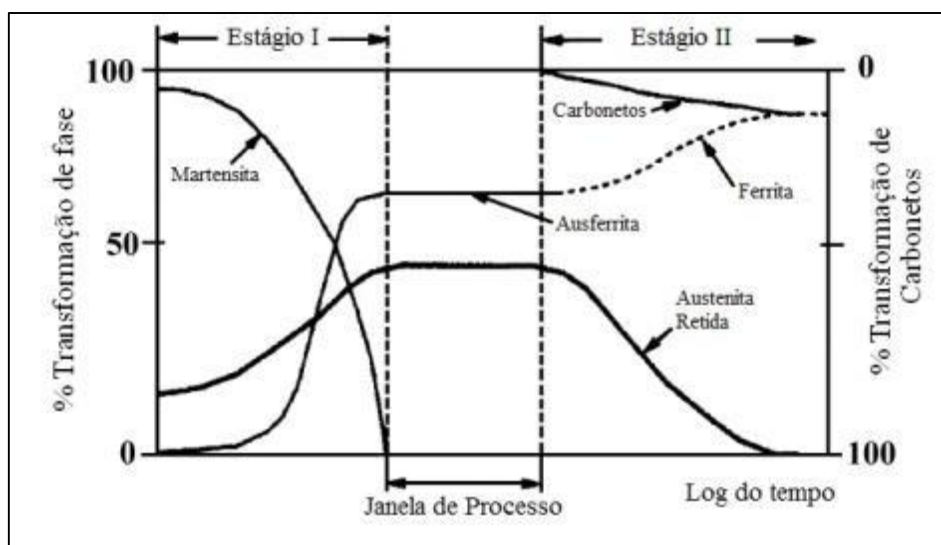
Entretanto, a estrutura bainítica que pode ser formada durante a austêmpera é indesejável no ferro fundido austemperado, pois reduz radicalmente as propriedades mecânicas durante aplicação. Para evitar esta transformação, devem-se espaçar ambos os estágios o máximo possível e construir uma 'janela de processo' aberta o suficiente para obtenção do nodular de aplicação industrial. Guesser (2009) afirma que o controle da composição química do banho é imprescindível para este distanciamento, pois todos os elementos de liga comumente utilizados para aumentar a temperabilidade do material (Cu, Ni, Mn e Mo) deslocam a janela de processo para tempos mais longos, embora alguns deles tenham efeitos prejudiciais ao ADI.

2.4.1 Janela de Processo

Conforme visto anteriormente, a janela de processo na austêmpera é o intervalo compreendido entre o final do primeiro estágio ($\gamma \rightarrow \alpha + \gamma_{hC}$) e o início do segundo ($\gamma_{hC} \rightarrow \alpha + \text{carbonetos}$). É neste curto espaço de tempo que as melhores propriedades mecânicas são atingidas, através dos processos de nucleação e crescimento envolvidos nos estágios I e II. Estes mecanismos são regidos pelas variáveis de processo, garantindo grande fração volumétrica de austenita retida na matriz do ADI (WU, CHEN e SHIH, 2002).

O tempo entre ambos os estágios é de vital importância para a qualidade do tratamento. Interpretando-se a figura 18, tem-se que para tempos muito curtos de permanência da peça na temperatura de austêmpera, o teor de Carbono da austenita retida é menor do que o necessário para estabilizar a austenita, que se transformará em martensita no resfriamento até a temperatura ambiente. Mas no caso de tempos excessivos, a austêmpera leva negativamente à reação para o estágio II, causando a precipitação de carbonetos que resultarão na diminuição das propriedades mecânicas.

Figura 18 - Transformação de fases durante austêmpera, conforme janela de processo



Fonte: Adaptado de Wu, Chen e Shih (2002).

Contudo, alguns fatores demandam atenção durante o processo de austêmpera, pois afetam diretamente a janela de processo (TANAKA e KAGE, 1992). São eles:

- temperatura de austêmpera: a cinética e os mecanismos de transformação são dependentes desta temperatura, por tanto, o início e o final da reação são afetados;
- composição química: percentuais acentuados de elementos de liga causam baixa nodularização e formação de microconstituintes indesejados no nodular antes da austêmpera, incitando o aumento no tempo/temperatura das reações;
- segregação de elementos de liga na matriz: promove a formação de carbonetos intergranulares, que deterioram a ductilidade e tenacidade do ADI;
- temperatura de austenitização: a variação desta temperatura influencia diretamente a transformação à austêmpera, modificando o tamanho da janela de processo (VOIGH e LOPER, 1984).

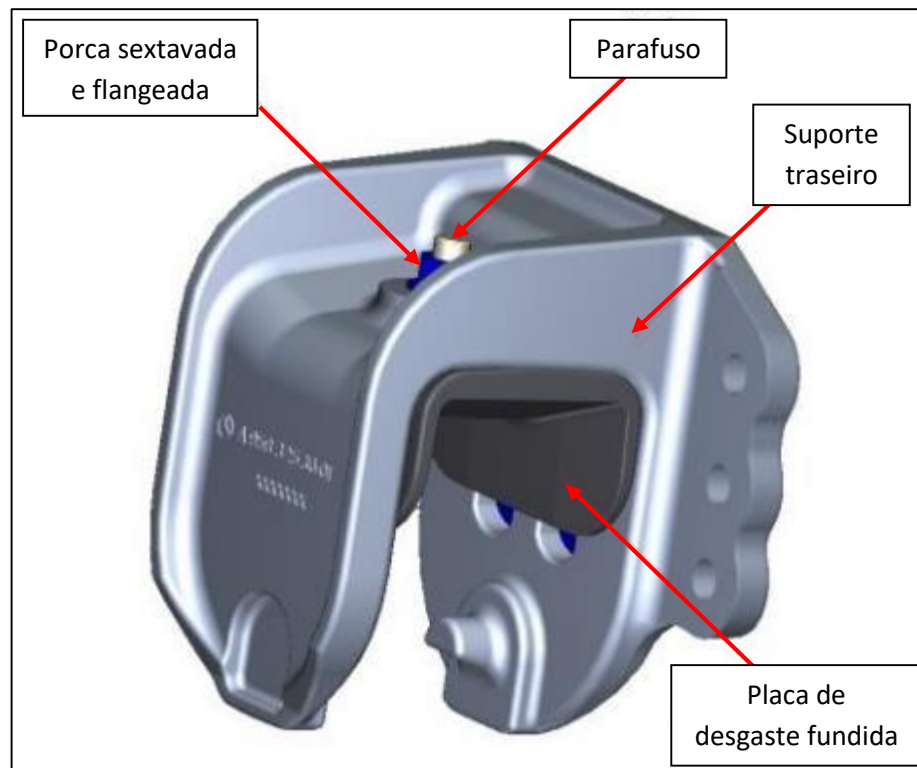
CAPÍTULO 3 - MATERIAIS E MÉTODOS

Conforme descrito anteriormente, esta dissertação busca propor uma solução técnica de material que aumente a vida útil do componente em campo, alterando minimamente a configuração original de projeto. O objeto de estudo é a placa de desgaste montada no suporte traseiro de mola fundido utilizado na suspensão de um veículo 6x2 semipesado com eixo rígido em tandem com balancim, conforme mostrado na figura 19 a seguir.

Originalmente, o projeto foi concebido utilizando um suporte fabricado conforme descrito na Norma SAE J434 para o material D5506 trabalhando em atrito com um feixe de mola produzido conforme Norma DIN EN 10092-1 – perfil A 5160, sem *shot peening* (indução de tensões compressivas superficiais através de jateamento com granalha metálica).

Entretanto, em virtude dos materiais propostos e das forças de aplicação teóricas da suspensão, a peça tem vida inferior à duzentos mil quilômetros. Esta quilometragem representa, na maioria dos casos, menos de um ano de rodagem do veículo.

Figura 19 - Detalhamento de montagem da placa de desgaste no suporte traseiro

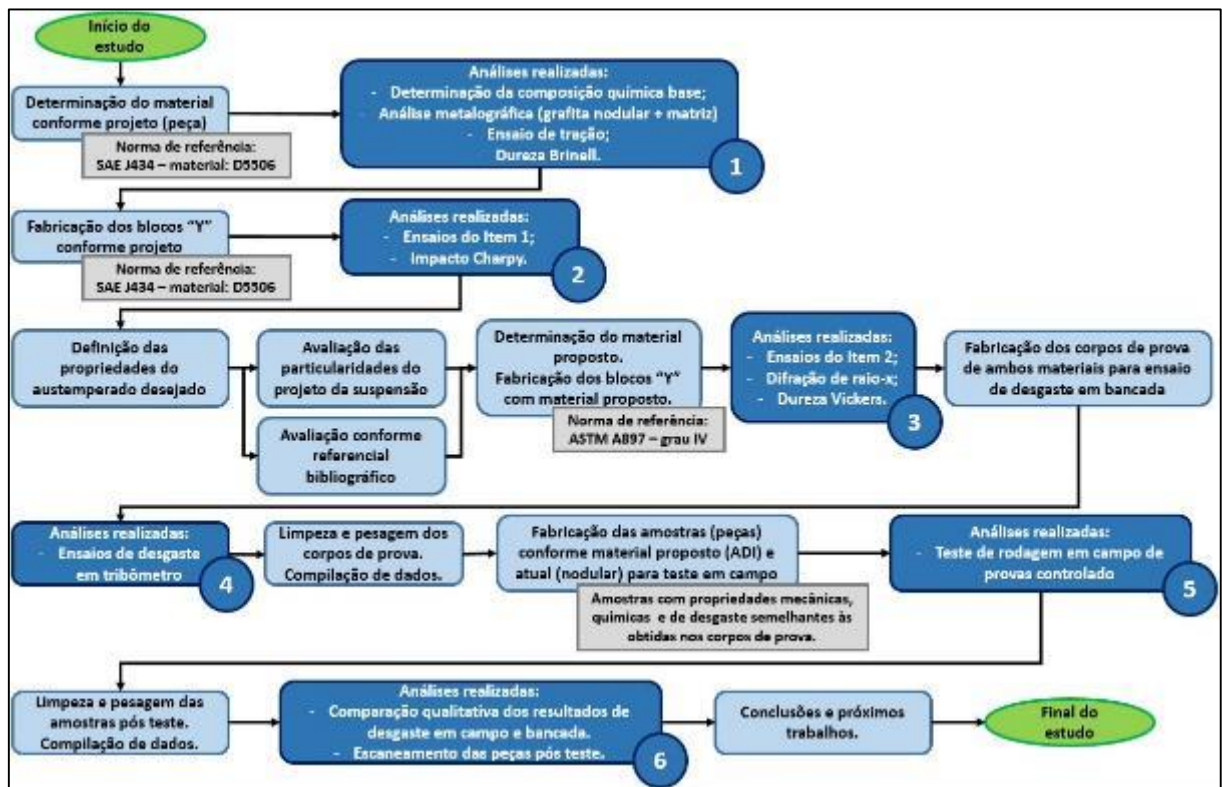


Fonte: Suspensys (2019).

Para realização deste estudo, a base metodológica fundamentou-se prioritariamente na Norma ASTM A897/A897M-06, bem como na literatura já citada. Almejou-se definir em

escala laboratorial as configurações mais aplicáveis de material a fim de aumentar em 100% a vida útil em desgaste do item em campo, além de respeitar o valor de investimento disponível. Para tal, foram determinados os parâmetros de processo e as propriedades dos materiais atual e proposto, os quais foram priorizados na ordem a seguir: químicas (composição), mecânicas (resistência) e desgaste (atrimento). Posteriormente, foram confeccionadas peças protótipo na configuração de melhoria definida para comparação com a inicial. E, por fim, as amostras foram submetidas à ensaio de durabilidade no caminhão em pista de testes. Salienta-se que este ensaio foi realizado em pista específica com dano acelerado de vinte vezes quando comparado às condições normais das rodovias brasileiras. A figura 20 mostra a metodologia utilizada.

Figura 20 - Detalhamento da cronologia do estudo realizado



Fonte: O Autor (2019).

Atualmente, a placa de desgaste do suporte de suspensão é produzida em ferro fundido nodular no processo de areia verde, numa máquina vertical *Disamatic* com moldagem automática em modelo bipartido de alumínio. Esta máquina possui uma moldagem média de duzentos e quarenta moldes por hora quando a geometria da peça requer macharia e trezentos moldes por hora, para componentes sem macharia. O ferramental foi calculado e construído com base em simulações de enchimento e solidificação realizadas no *Magma Soft*, o que garante uma boa sanidade da peça nas quatro cavidades presentes.

O fornecedor dispõe de dois fornos de indução, com duas toneladas de capacidade cada. O item é vazado com uma panela de quatrocentos quilos, inoculação por liga FeSiZr (IM43) e nodularização por FeSiMg (RIMA Liga I). O inoculante utilizado tem em sua composição: Silício (Si: 70~79%), Zircônio (Zr: máximo de 1,8%), Alumínio (Al: máximo de 1,3%) e Cálcio (Ca: máximo de 2,4%). Já o nodularizante é composto de Silício (Si: 43~48%), Magnésio (Mg: 8~10%), Alumínio (Al: máximo de 1,2%), Cálcio (Ca: 1,5~2%) e terras raras (0,8~1,1%).

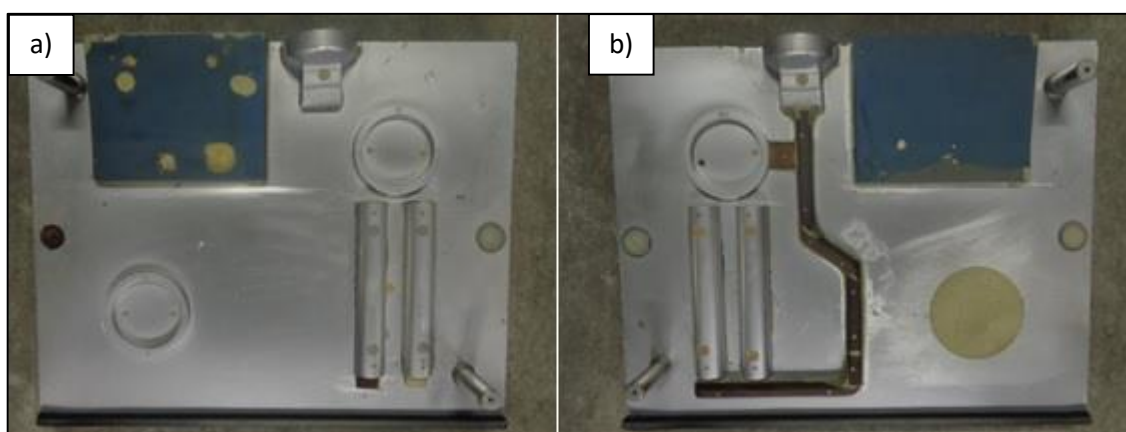
A composição química é verificada via espectrômetro de emissão ótica em 100% dos lotes antes do vazamento, o que garante uma repetibilidade significativa de processo dentro dos limites de especificação propostos.

O metal líquido tem tempo de vazamento de nove segundos (com tolerância de ± 2 segundos) por molde, trabalhando numa amplitude térmica que varia entre 1.400 e 1.425°C. Com tempo de *fading* máximo de seis minutos e rendimento metalúrgico de 63%, produz um ‘cacho’ de 11,7 kg, entre canais de alimentação e peças, tendo uma razão de produção média de 500 peças/8h. A velocidade e taxa de resfriamento dos componentes são ditadas pela quantidade de moldes por hora na linha e o tempo mínimo de resfriamento exigido por peça, em virtude de sua geometria. Para este produto específico se utiliza, em média, cinquenta minutos com resfriamento em molde, antes da desmoldagem mecânica e continuidade do fluxo produtivo.

3.1 Fundição dos Corpos de Prova

Para fabricação dos blocos “Y”, utilizou-se um modelo bipartido de alumínio de uma cavidade com caixa em areia verde de 400 x 500 x 220 mm, conforme figura 21 a seguir.

Figura 21 – Modelo bipartido para fabricação dos blocos Y

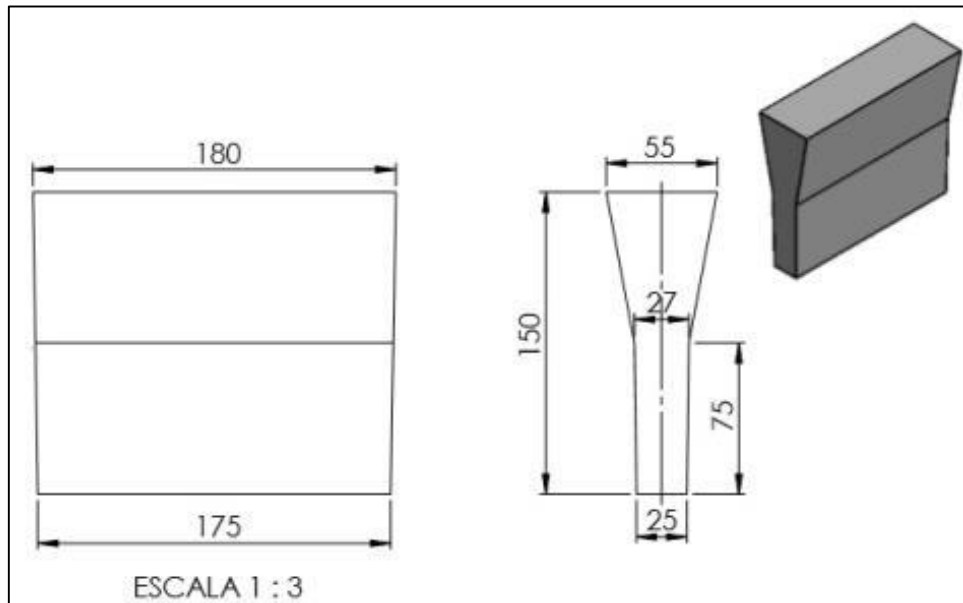


Fonte: O Autor (2016).

Modelo de fundição: a) placa superior; b) placa inferior.

Conforme mostrado na figura 22, os blocos Y foram confeccionados segundo dimensões especificadas em Norma para fundidos com parede variando de 13 à 38 mm, garantindo assim a sanidade interna dos blocos. Os corpos de prova foram produzidos na mesma linha dos componentes correntes, mantendo iguais os cinquenta minutos de resfriamento em molde.

Figura 22 - Desenho técnico: corpos de prova formato “bloco Y”



Fonte: ASTM A897/A897M – 06 (2011).

Entretanto, em virtude da geometria e espessuras da peça, bem como o volume de material vazado no molde, alguns parâmetros foram alterados. O tempo de *fading* foi reduzido para três minutos, com inoculante IM43 (0,45% peso na panela e 0,15% peso no molde – razão de 1,8g/seg) e nodularização (RIMA – FeSiMg – Liga I – 1,2 à 1,4% peso) direta na panela.

Com as composições químicas atual e a proposta, foram vazadas duas corridas de vinte e cinco peças cada. A primeira denominada como FN1, é um ferro fundido nodular que atende as propriedades mecânicas descritas na Norma SAE J434 - D5506. A segunda, nomeada de ADI1, é um ferro nodular que será posteriormente submetido à austêmpera e está norteada pelas propriedades mecânicas descritas na Norma ASTM A897/A897M-06 (grau IV) e na literatura utilizada. Nesta última, foram adicionados elementos de liga suficientes para aumentar a austemperabilidade dos corpos de prova. Optou-se pela utilização de Cobre como elemento de liga em detrimento dos demais. Esta escolha se deu em virtude do preço/kg em relação ao Níquel, Manganês e Molibdênio, elementos estes corriqueiramente utilizados no ADI.

Antes de vazar os corpos de prova, cada corrida teve uma amostra de metal líquido retirada da panela, resfriada e preparada para avaliação da composição química. As amostras

coquilhadas foram retificadas e avaliadas via espectrometria de emissão ótica, cujas análises químicas objetivadas apresentaram-se conforme descrito na tabela 3 abaixo.

Tabela 3 - Composições químicas almejadas

Material	%C	%Si	%Mn	%S	%Mg	%P	%Cu	%Ni	%Mo
Ferro Fundido	3,200	1,800	0,100	≤	0,025	≤	≤	≤	≤
Nodular	~	~	~	0,035	~	0,050	0,350	0,050	0,010
ADI	3,630	2,350	≤	≤	0,040	≤	0,600	≤	≤
	~	~	0,450	0,017	~	0,080	~	0,100	0,010
	3,750	2,750			0,055		0,700		

Fonte: O Autor (2016).

Salienta-se que a carga da corrida ADI1 foi calculada a fim de atingir um Carbono Equivalente (CE) variando entre 4,3 e 4,6%, de acordo com o sugerido na Norma para seções com espessuras que variam entre 13 e 51mm.

Por fim, em ambos os casos foi objetivada uma matriz composta de grafita esferoidal, com nodularização superior à 80%, predominantemente tipo I (conforme Norma ASTM A247), tamanho variando entre 5 e 7 e número de nódulos superior à 100 nódulos/mm².

3.2 Processo de Austêmpera

O ciclo de austêmpera dos corpos de prova para a corrida de ferro austemperado foi realizado em forno poço. Optou-se por um forno aprovado conforme CQI-9 (Avaliação do Sistema de Tratamento Térmico) e baixo ponto de orvalho/condensação, evitando assim a decarbonetação superficial dos corpos de prova. Posteriormente, realizou-se o tratamento de austêmpera em sal fundido (AS-140), conforme parâmetros descritos a seguir. São eles:

- pré-aquecimento das amostras em 450°C por duas horas;
- austenitização (intervalo de trabalho: 875-935°C): 930°C por uma hora e meia;
- resfriamento rápido em sal AS140 seguido de austêmpera (250-450°C): austêmpera à 300°C por quarenta minutos;
- resfriamento ao ar.

O objetivo do pré-aquecimento à 450°C por duas horas foi homogeneizar a temperatura de toda a carga de peças no forno antes do início da austêmpera. Por outro lado, a temperatura

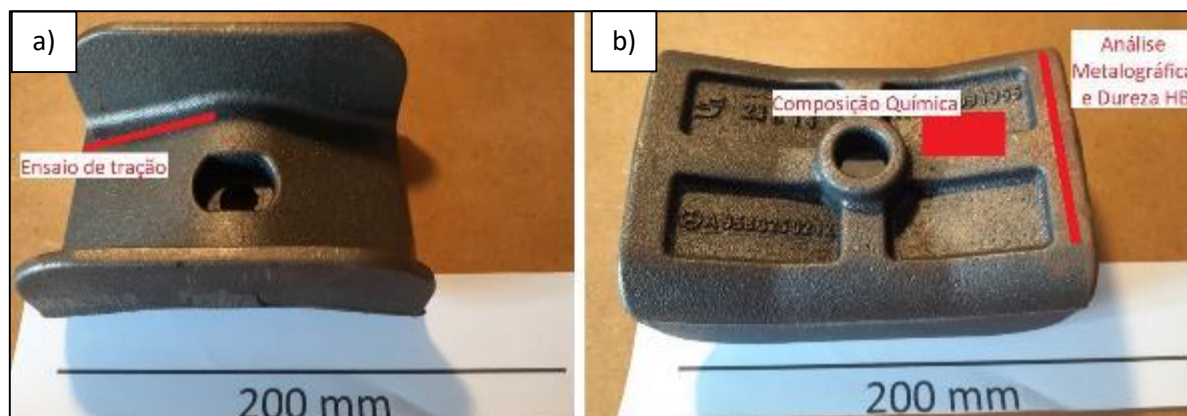
de austenitização próxima ao limite superior da especificação buscou gerar uma quantidade maior de austenita retida nas peças. Com este volume maior de austenita submetido à temperatura de austêmpera tendendo ao limite inferior da especificação, visou-se a obtenção estruturas mais refinadas com maior comprimento da ferrita acicular (ZIMBA, SIMBI e NAVARA, 2003) e a boa relação entre alongamento e energia absorvida (KIM *et al.*, 2008).

Optou-se pelos parâmetros mostrados acima assim como as tolerâncias de composição química, com base nos resultados favoráveis encontrados na literatura (CARDOSO, ISRAEL e STROHAECKER, 2014) e alinhados com o objetivo deste estudo.

3.3 Ensaios: Perspectivas Gerais

A peça original foi projetada e concebida em ferro fundido nodular conforme Norma SAE J434 para o material D5506, com as dimensões macro de altura, largura e comprimento de 70mm x 97mm x 140mm, respectivamente. Esquemáticamente na figura 23 são mostradas as áreas para obtenção dos corpos de prova para avaliação da composição química, análise metalográfica e ensaios mecânicos, para ambos os materiais quando verificadas as amostras de peças prontas.

Figura 23 – Locais de análise da peça pronta



Fonte: O Autor (2019).

Peça pronta: a) vista superior da peça; b) vista inferior da peça.

Já para a realização dos ensaios nos blocos “Y”, todos os corpos de prova para ambos os materiais fundidos foram retirados da parte inferior dos blocos, a fim de evitar a presença de qualquer porosidade ou falha interna do material.

Além disso, tanto no caso da peça pronta quanto nos corpos de prova em ADI, foram realizados também os ensaios de dureza Vickers e Difração de raio-x para avaliação dos percentuais da austenita enriquecida de alto carbono (γ_{HC}).

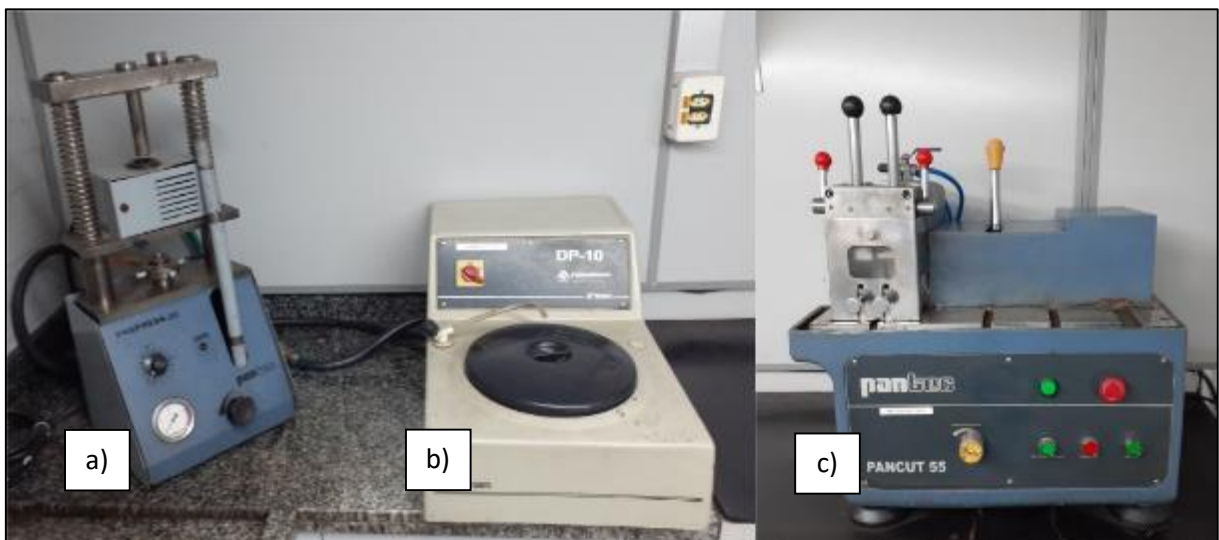
3.4 Ensaios: Análises Metalográficas

As análises metalográficas foram executadas em laboratório com temperatura e umidade controladas e em cinco etapas principais. São elas:

- a. seccionamento das amostras;
- b. polimento para preparação metalográfica;
- c. avaliação da nodularização;
- d. ataque químico para revelação da matriz; e
- e. quantificação microestrutural pós-ataque.

O corte dos blocos foi realizado numa policorte Pantec modelo Pancut 55, com disco abrasivo e incidência direta de líquido refrigerante para evitar o aquecimento das amostras. Depois, as seções foram embutidas em resina fenólica preta. Após ciclo de preparação da baquelite e resfriamento controlado de quarenta minutos na embutidora, foi realizada preparação com lixa d'água de diferentes grãos (variando de 80, 120, 220, 360, 600 até 1.200 μm) e polimento em feltro com pasta de diamante com granulometria de 1 μm . A figura 24 demonstra os equipamentos utilizados para as preparações metalográficas.

Figura 24 – Equipamentos utilizados para preparações metalográficas



Fonte: O Autor (2019).

Equipamentos: a) Embutidora de baquelite; b) Lixatriz/politriz; c) policorte metalográfica.

Posteriormente, avaliaram-se as matrizes de ambas as ligas com o intuito de determinação do percentual de nodularização, tipos e densidades dos nódulos, forma e tamanho

da grafita. Com o software Zeiss AxioVision foi medida a concentração de nódulos/mm². Em seguida, as amostras já preparadas foram atacadas com a solução Nital 3%, para avaliação da matriz e possível descarbonetação. E, por fim, realizou-se a quantificação da matriz valendo-se de um microscópio Zeiss Axio Lab A.1 com câmera integrada, este mostrado na figura 25.

Figura 25 - Microscópio Zeiss Axio Lab A.1 com câmera integrada



Fonte: O Autor (2019).

3.4.1 Caracterização do Material Original conforme Projeto

Primeiramente, foram avaliadas as três últimas corridas produzidas a fim de determinar previamente a condição atual. Esta avaliação consistiu em aleatoriamente retirar quatro peças de cada lote produzido (num total de 120 peças cada lote), realizar as análises micrográficas, químicas e mecânicas nelas e expressar os resultados como a média aritmética dos três valores próximos, desprezando os valores que mais se deslocaram.

3.5 Ensaios: Propriedades Mecânicas

As propriedades mecânicas verificadas para ambas as ligas de ferro fundido produzidas foram três: a dureza Brinell (HB) e os ensaios de tração e de impacto Charpy. Análises complementares de dureza Vickers (HV) e difração de raio-x (DR-x) foram realizadas para o ferro fundido austemperado, mas serão abordadas à frente em subcapítulos específicos. Para este estudo, neste momento, julgou-se não aplicável a realização do ensaio de fadiga, uma vez a placa em questão trabalha engastado no conjunto suspensão. Entretanto, sabe-se que existem tensões de contato envolvidas no par tribológico.

3.5.1 Dureza Brinell (HB)

As amostras de ferro fundido nodular e do austemperado tiveram sua superfície lixada com esmeril, a fim de remover imperfeições do fundido e garantir planicidade suficiente para uma leitura coerente, além de remover qualquer possível oxidação presentes.

A dureza Brinell dos blocos “Y” e das peças protótipo foram medidas em cinco peças de cada material conforme descrito na Norma ASTM E10-15, num durômetro digital Digimess TH600, com esfera de Tungstênio (W) $\varnothing 10\text{mm}$ e carga de 3.000 kg, conforme mostrado na figura 26 a seguir.

Figura 26 – Durômetro digital e lupa utilizados para verificação das durezas Brinell



Fonte: O Autor (2019).

As indentações foram efetuadas com uma pré-carga de três segundos e, após, a carga por quinze segundos. Posteriormente foram verificadas com uma lupa de medição analógica Holtermann, modelo LH11, com ampliação de vinte vezes e graduação de 0,05mm.

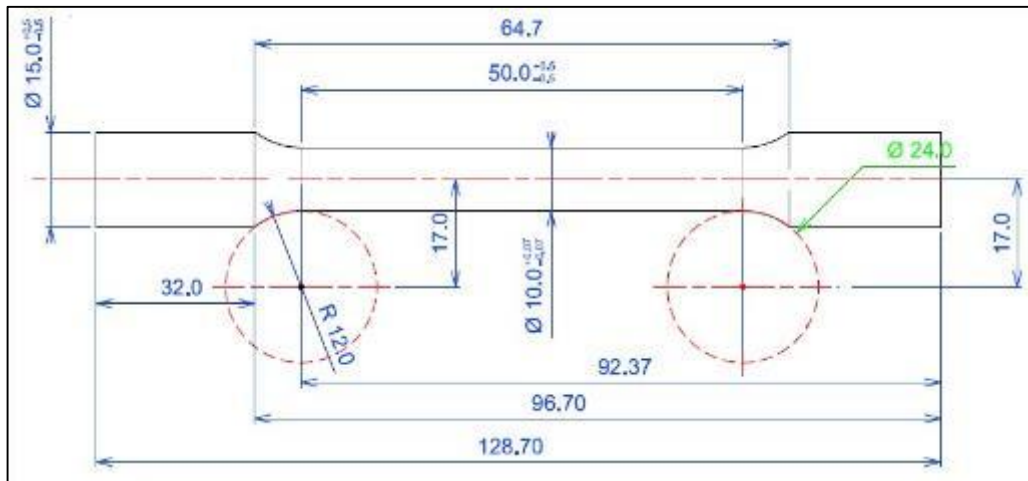
3.5.2 Ensaio de Tração

Os corpos de prova foram usinados a partir da parte inferior dos blocos ‘Y’ em torno CNC, segundo as dimensões mostradas nas figuras 25 e 26 a seguir (rugosidade Ra entre 4 μm e 10 μm). O ensaio foi realizado em temperatura ambiente (23°C \pm 2°C) em máquina de ensaios universal Instron 5585H – 250kN, numa taxa de carregamento constante de 0,75 mm/min.

Embora tenham sido considerados corpos de prova para ensaios de tração ligeiramente diferentes, ambos atendem a equação (4) a seguir, onde os valores de tensão (σ) são calculados pela razão da força (F) sobre a área (A).

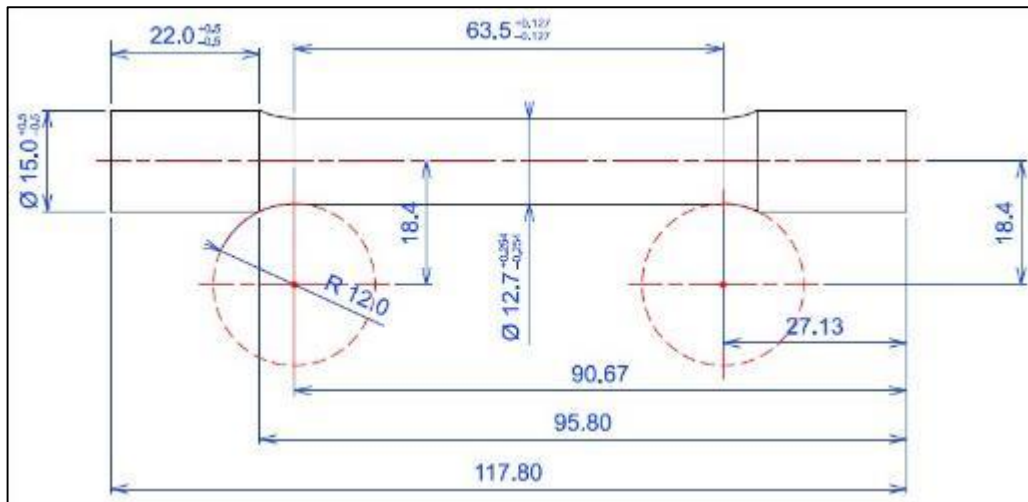
$$\sigma = F/A \quad (4)$$

Figura 27 - Desenho técnico dos corpos de prova de tração para o ferro fundido nodular



Fonte: Norma ISO6892-1 (2019).

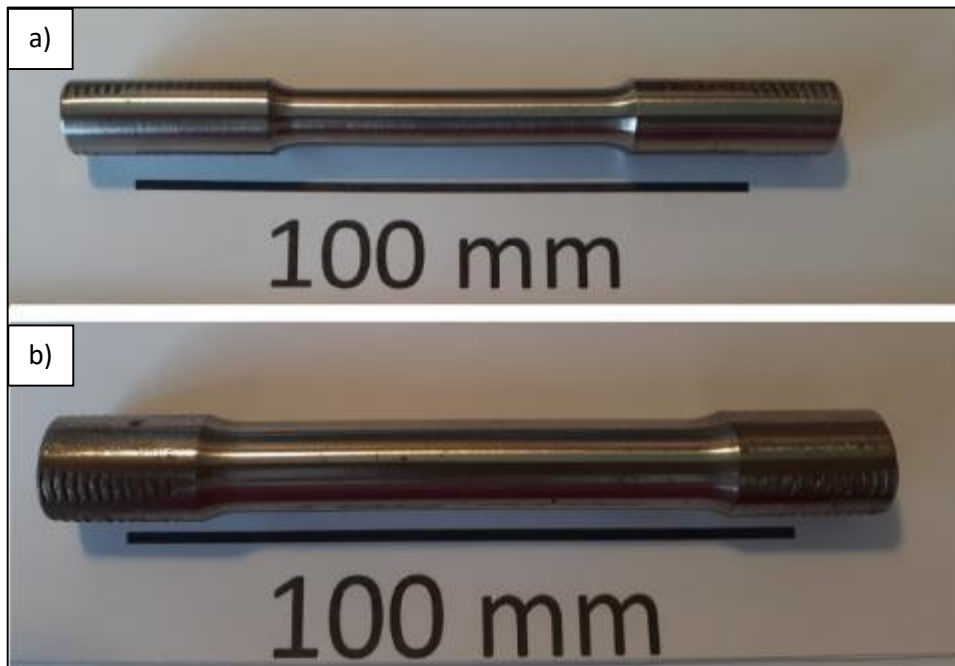
Figura 28 - Desenho técnico: corpos de prova de tração para o ferro fundido austemperado



Fonte: ASTM A897/A897M – 06 (2011).

Em ambos os casos, foram submetidos ao ensaio de tração quatro corpos de prova para cada corrida, descartando-se o menor valor e realizando-se a média aritmética dos três valores restantes. A figura 27 mostra os corpos de provas usinados e prontos para submissão ao ensaio mecânico.

Figura 29 - Corpos de prova de tração para os materiais fundidos



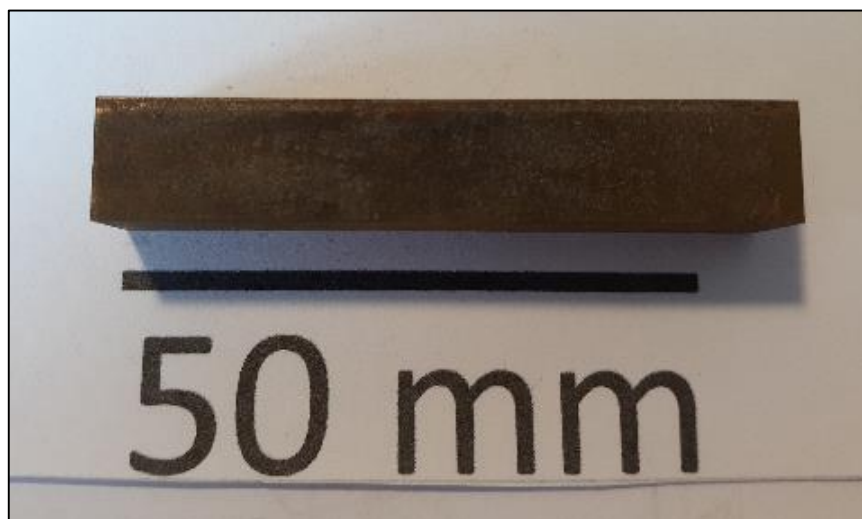
Fonte: O Autor (2019).

Corpos de prova para ensaio de tração: a) nodular; b) austemperado.

3.5.3 Ensaio de Impacto Charpy

Os espécimes foram usinados em máquina de comando numérico com parâmetros de corte controlados para não gerar acabamento superficial irregular e nas dimensões especificadas na norma NBR 6157 sem entalhe. Ou seja, 10mm x 10mm x 55mm, medidas estas expressando largura, altura e comprimento respectivamente, conforme mostrado na figura 28.

Figura 30 - Corpos de prova para impacto Charpy dos materiais fundidos



Fonte: O Autor (2019).

O ensaio de impacto Charpy foi realizado em temperatura ambiente ($23^{\circ}\text{C}\pm 2^{\circ}\text{C}$) numa máquina de ensaios universal Instron ST 1D3, 406,7J. Da mesma forma que o ensaio de tração, foram realizados quatro testes de impacto em cada situação de material, descartando-se o menor valor encontrado e realizando-se a média aritmética dos valores.

3.5.4 Dureza Vickers

Para o ADI ainda foi realizada a medição de microdureza Vickers em microdurômetro da marca Shimadzu, modelo HMV-2T E, com carga HV0,3 por 15 segundos, mostrado na figura 29. Essa medição objetivou determinar previamente se as micrografias observadas continham austenita enriquecida por alto carbono, para após contrapor com os percentuais verificados no DR-x e software apropriado.

Figura 31 – Durômetro Shimadzu para medição da dureza Vickers



Fonte: O Autor (2019).

3.6 Ensaios: Difração de Raio-x (DR-x)

Para o ferro fundido austemperado, realizou-se a avaliação dos constituintes microestruturais através da técnica de difração de raio-x (DRx). O objetivo era levantar os percentuais da austenita enriquecida de alto carbono. Tanto dos corpos de prova como, posteriormente, da peça protótipo, foram seccionadas amostras com as dimensões de altura,

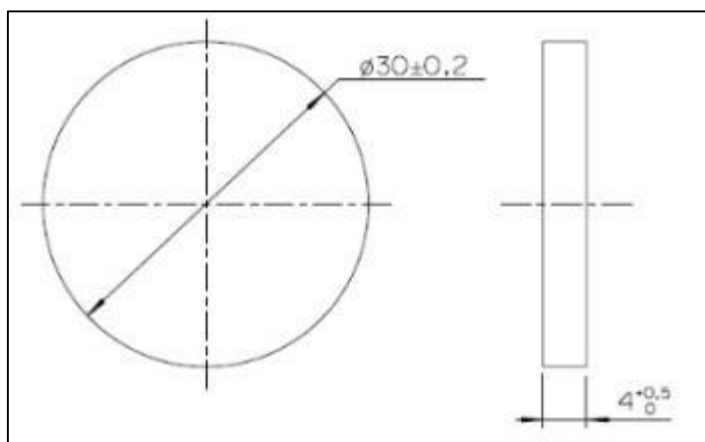
largura e comprimento de 10mm x 20mm x 20mm, respectivamente. Estes corpos de prova foram submetidos à preparação metalográfica conforme já citado e, por fim, ensaiadas.

Foi utilizado um difratômetro de raios X marca Shimadzu, modelo XRD-6000, com alvo de cobre (emissão $\text{CuK}\alpha = 1,54\text{\AA}$), geometria de análise Bragg-Brentano. Com um conjunto de fendas 1/1/03, tensão de 40kV, corrente de 30 mA, faixa de ângulo de 25° a 135° , passo angular de $0,05^\circ$ e tempo de integração de 1 segundo.

3.7 Ensaios: Avaliação do desgaste

A avaliação qualitativa do desgaste se embasou na metodologia pino e disco conforme descrito na Norma ASTM G99-17 (*Standard test method for wear testing with a pin-on-disk apparatus*). Como o objetivo é avaliar o desgaste do material fundido em relação ao aço mola, os corpos de prova foram fabricados conforme mostrado a seguir. A figura 30 ilustra as dimensões do disco fabricado em material SAE 5160.

Figura 32 - Desenho técnico: discos para ensaio de desgaste



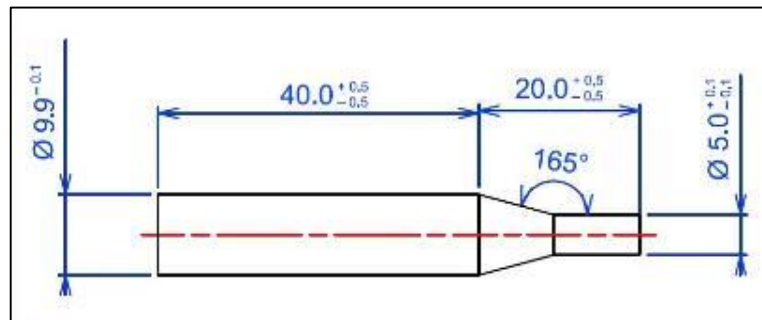
Fonte: O Autor (2019).

Pequenos retalhos foram cortados em serra a partir de lâminas de aço mola sem arqueamento (10mm x 90mm x 350 mm) e após, usinados em torno convencional. Em seguida, tiveram um lado retificado a fim de garantir a planicidade da face de assentamento na castanha do tribômetro e, ao mesmo tempo, o paralelismo entre ambas as faces. Salienta-se que em todas as operações manufaturadas o acabamento da mola foi mantido preservado, a fim de retratar o mais próximo possível da condição superficial normal de uso.

A seguir, a figura 31 demonstra o dimensional dos pinos em ferro fundido, para comparação da configuração atual conforme Norma SAE J434 D5506 e a ADI grau IV. A fim

de diferenciação em teste, foi nomeado o nodular como ‘FN1’ e austemperado como ‘AD11’. Salienta-se que os dimensionais dos espécimes foram arbitrados pela Norma ASTM G99 e particularidades construtivas do tribômetro à ser utilizado. Os pinos foram manufacturados em torno CNC com rugosidade Rz entre 30µm e 55µm, segundo medido em Rugosímetro portátil Mitutoyo SJ-201 (erro de 0,03Rz).

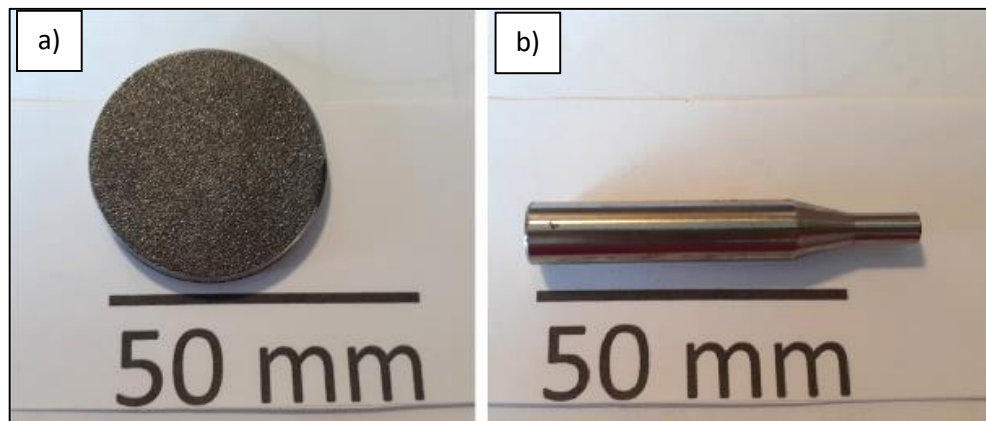
Figura 33 - Desenho técnico: pinos para ensaio de desgaste



Fonte: O Autor (2019).

Um exemplo de conjunto de corpos de prova do pino (em austemperado ou ferro fundido nodular) e do disco é mostrado na figura 32.

Figura 34 – Exemplos de corpos de prova pino e disco



Fonte: O Autor (2019).

Corpos de prova para ensaio de desgaste: a) disco em aço mola; b) pino em material fundido (ilustrativo).

Adotou-se essa amplitude de rugosidade, conforme medições realizadas em outras peças prontas (não no âmbito deste estudo) do mesmo fornecedor, também fabricadas em areia verde. Como não se teve acesso ao sistema tribológico completo o parâmetro de saída do ensaio de desgaste no tribômetro foi a perda de massa, em gramas. Para tal, realizou-se uma pesagem dos corpos de prova antes e depois do teste. Estas aferições foram realizadas em uma balança de

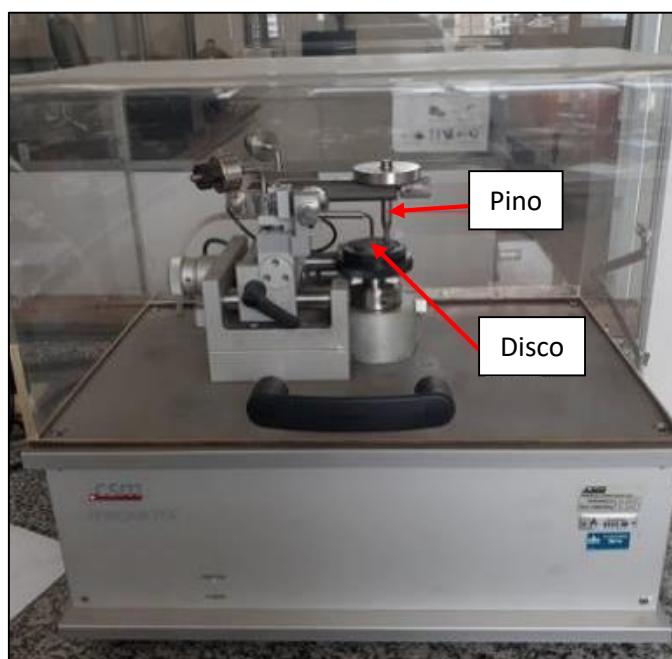
precisão Shimadzu AUW220D (com erro linear de $\pm 0,1\text{mg}$), numa sala fechada com umidade ($75\% \pm 2\%$) e temperatura ($21 \pm 1,5^\circ\text{C}$) controladas. Em ambas as situações, os corpos de prova foram lavados com acetona e secos com soprador térmico industrial dentro de uma capela.

Segundo descrito na Norma ASTM G99, os resultados de desgaste são obtidos selecionando a distância, a carga e a velocidade. Para isso, o ensaio de desgaste no tribômetro considera cinco itens de controle que devem ser parametrizados: carga de contato (N), velocidade de escorregamento (m/s), distância percorrida (m), umidade (%) e temperatura ($^\circ\text{C}$). Neste estudo, foram consideradas a temperatura e umidade atmosférica do laboratório, nos valores de 20°C e 77% , respectivamente. Os demais parâmetros foram configurados no tribômetro da CSM *Instruments* modelo Standard TRB. São eles:

- a. carga: 2 N;
- b. velocidade: 0,5 m/s (ou 397,89 rpm);
- c. distância: 1.800 m.

Para realização dos testes em bancada, aleatoriamente foram separados e preparados seis conjuntos de ambos os materiais fundidos. Cada conjunto era composto de um pino em material fundido e um disco de aço mola, que foi submetido ao ensaio de desgaste em tribômetro conforme demonstrado na figura 33. Nas duas configurações de material, o conjunto que apresentou valores descolados dos demais foi desconsiderado, conforme orientado pela Norma.

Figura 35 - Tribômetro executando o ensaio de desgaste em bancada



Fonte: O Autor

3.8 Ensaios: Durabilidade em campo de provas

Posteriormente à obtenção em laboratório dos resultados de material, foram fabricadas amostras representativas da placa de desgaste a serem montadas no suporte de suspensão em ferro fundido nodular e em austemperado. O intuito era submeter um conjunto em nodular e três conjuntos em austemperado ao teste de campo e aproximar o teórico versus o prático. Estas peças foram escaneadas com braço FARO *Edge* (equipamento de medição digital portátil com sistema operacional integrado para medição e escaneamentos bi e tridimensionais) antes e depois dos testes de campo, com o objetivo de determinar a perda de massa. A figura 34 demonstra o equipamento em questão. Além disso, o peso das amostras foi aferido antes e depois da utilização, na mesma balança utilizada para verificação dos corpos de prova.

Figura 36 – Equipamento de medição Braço Faro *Edge*



Fonte: O Autor (2019).

O teste de durabilidade foi realizado em pista de testes da montadora, com dezessete quilômetros de extensão 100% *offroad* e sediado no interior de São Paulo. O trajeto possuía configuração construtiva específica que, somada ao extenso banco de provas *Hydropuls*, retornou resultados de teste de durabilidade mais rapidamente. No caso em questão, os dados obtidos na rodagem do caminhão instrumentado foram abastecidos no sistema, reproduzindo digitalmente as condições reais da pista de testes, extrapolando e retornando um valor vinte vezes mais agressivo que rodagem normal.

Com o veículo carregado conforme PBT (peso de balança) e velocidade média de quarenta quilômetros por hora, dispunha de trechos com pedras arredondadas (regulador de ruídos e vibrações), *body twist*, *pot holes* e ‘costeletas’, com alternância do sentido de rodagem entre horário e anti-horário.

CAPÍTULO 4 - RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados foram obtidos e serão expressos segundo cronologia apresentada na figura 20 do capítulo 3.

4.1 Caracterização do material original conforme projeto

Os percentuais medidos para as composições químicas seguem conforme mostrado na tabela 4 abaixo:

Tabela 4 - Composição química das três últimas corridas produzidas

Liga	%C	%Si	%Mn	%S	%Mg	%P	%Cu	%Ni	%Mo	%CE
Especificado	3,200 ~ 4,100	1,800 ~ 2,800	0,100 ~ 1,000	≤ 0,035	0,025 ~ 0,060	≤ 0,050	≤ 0,350	≤ 0,050	≤ 0,010	-
29-G	3,450	2,600	0,400	0,020	0,040	0,050	0,335	0,007	0,001	4,317
27-H	3,380	2,720	0,250	0,018	0,035	0,045	0,350	0,007	0,003	4,287
28-K	3,598	2,751	0,374	0,008	0,053	0,036	0,315	0,014	0,000	4,515

Fonte: O Autor.

De imediato percebe-se a relação entre os percentuais de Carbono e Silício, quanto avaliados sob as equações do Diagrama de Henderson. Isso quer dizer que o fornecedor está trabalhando abaixo dos limites comumente considerados, estando sujeito à formação de microrechupes quando calculados conforme equações (1) e (2) do subcapítulo 2.2.2, segundo mostrado na tabela 5.

Tabela 5 - Resultados comparativos das três corridas – Diagrama de Henderson

Equações de Henderson	Corridas		
	29-G	27-H	28-K
$\%C \text{ total} + \frac{1}{7} \%Si = 3,9$	3,82	3,77	3,99
$\%C \text{ total} + \frac{1}{3} \%Si = 4,55$	4,32	4,29	4,52

Fonte: O Autor.

Contudo, estes percentuais levemente menores não surtiram efeitos negativos na contagem de nódulos ou propriedades mecânicas do componente. Desta forma, compreende-se essa utilização em virtude das finas espessuras da peça e da baixa variação de espessuras ao longo dela. Sendo assim, o fluxo do metal líquido durante vazamento é menos turbulento, a solidificação do componente é mais homogênea, resultando em pouca variação de gradientes térmicos. Estes garantem a matriz ao longo da peça, seja ela de tamanho e tipo de grafita ou do percentual de nodularização e densidade de nódulos na matriz. Tal afirmação é corroborada com os resultados metalográficos e quantificação da grafita mostrados na tabela 6.

Tabela 6 - Quantificação metalográfica e da grafita das três últimas corridas produzidas

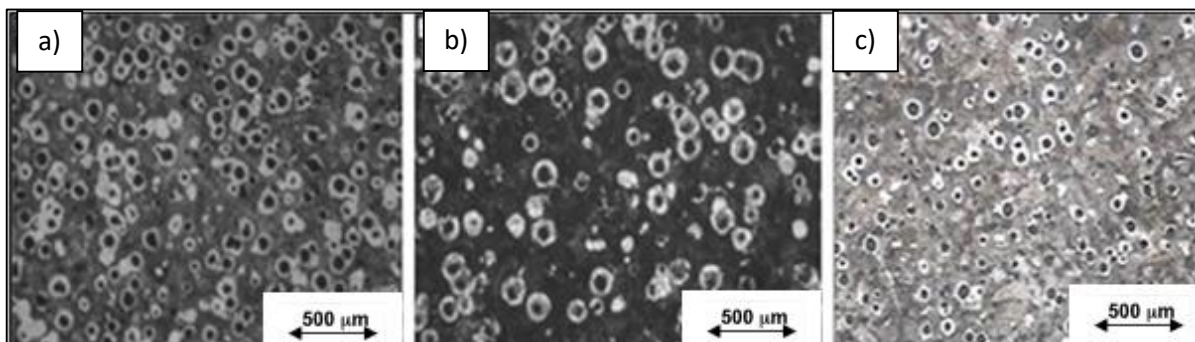
Especificado	Grafita	Tamanho	Nodularização	Densidade	Matriz	
	≥92% tipo I	5 ~7	≥80%	≥100/mm ²	Perlita/ Ferrita	
Corridas	29-G	94% tipo I	5 e 6	98%	148	75% perlita e 25% ferrita
	27-H	96% tipo I	6	97%	131	73% perlita e 27% ferrita
	28-K	95% tipo I	6	90%	154	76% perlita e 24% ferrita

Fonte: O Autor

Pelos valores encontrados, conclui-se que o duplo processo de inoculação (banho + molde) foi eficaz, estando estes bem dimensionados. Assim como a etapa de tratamento de nodularização com o Magnésio, que resultou em percentuais de nodularização superiores à 90%. As taxas de resfriamento e solidificação estão coesas, indicando que todo sistema (molde + areia verde) foi bem dimensionado e controlado, além de demonstrar estabilidade do processo produtivo.

Tal afirmação se justifica, pois, mesmo com praticamente trinta dias entre a fusão de cada lote, os percentuais de ferrita e perlita presentes na matriz estão lineares. A figura 35 mostra a análise metalográfica das três corridas, com magnificação de cem vezes e ataque com Nital 3%. Salienta-se que não foram encontrados microconstituintes indesejados (carbonetos, coquilhamento e inclusões de sulfetos) ou formas anormais de grafita.

Figura 37 - Micrografias das três últimas corridas



Fonte: O Autor.

Micrografias das três corridas em condições brutas de fundição. Encontradas grafitas nodulares imersas numa matriz perlítico-ferrítica. Ataque: Nital 3%. Aumento: 100x. a) corrida 29-G. b) corrida 27-H. c) corrida 28-K.

Percebeu-se que o Silício (%Si) está sendo utilizado no limite superior da especificação. Porém, conclui-se que este percentual está sendo praticado devido a forte influência grafitizante do elemento e, também, para evitar a formação de carbonetos. Estes últimos, não encontrados nas matrizes das três corridas fundidas observadas. A utilização do Manganês (%Mn) em teores até 0,4% foi basicamente para evitar coquilhamento na matriz. O elemento perlitizante é o Cobre (%Cu) que na faixa utilizada foi auxiliado pela espessura da peça. Os percentuais de Enxofre (%S) e Fósforo (%P) estão aceitáveis do ponto de vista de utilização industrial. O Níquel (%Ni) encontrado foi considerado residual. Assim entende-se que foram quantificados de maneira satisfatória, pois os resultados mecânicos apresentam valores admissíveis, conforme mostrado na tabela 7 a seguir.

Tabela 7 - Resistência mecânica das três últimas corridas produzidas

Especificado		Resistência à tração	Limite de Escoamento	Alongamento	Dureza Brinell
		$\geq 550 \text{ N/mm}^2$	$\geq 365 \text{ N/mm}^2$	$\geq 6\%$	Não mandatória
Corridas	29-G	736	438	7,8%	242 ~ 250
	27-H	654	424	8,7%	241 ~ 262
	28-K	703	430	7,6%	241 ~ 264

Fonte: O Autor

Foram avaliadas as durezas de duas peças de cada uma das quatro cavidades presentes no modelo, nas três corridas. Pode-se concluir que há estabilidade de processo e o resfriamento das peças não é afetado pelo posicionamento de cada cavidade no modelo ou pelo sistema de alimentação. Além disso, percebe-se a coerência com os resultados de tração, o que indica que

as peças não apresentaram problemas de sanidade interna ou fases metálicas deletérias às propriedades mecânicas do componente.

4.2 Blocos ‘Y’ com material original conforme projeto

A premissa inicial básica nesta etapa foi manter a composição química na mesma faixa da peça original, a fim de eliminar esta variável do contexto de análise. Os percentuais encontrados seguem descritos conforme tabela 8 a seguir.

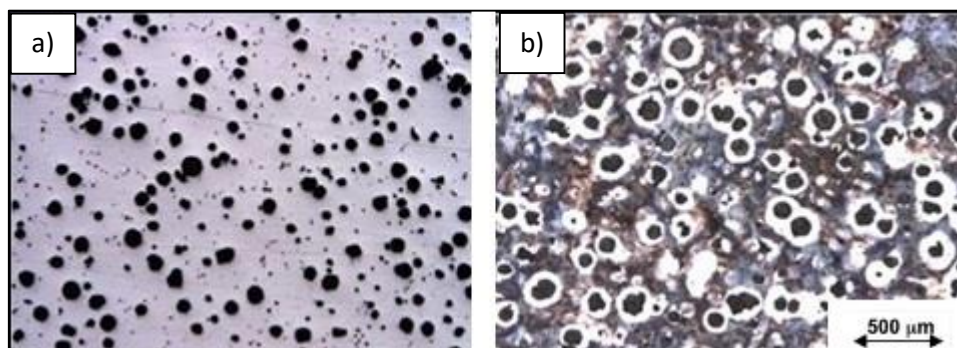
Tabela 8 - Composição química dos blocos Y semelhantes à configuração de projeto

Liga	%C	%Si	%Mn	%S	%Mg	%P	%Cu	%Ni	%Mo	%CE
Especificado	3,200	1,800	0,100	\leq	0,025	\leq	\leq	\leq	\leq	-
	~ 4,100	~ 2,800	~ 1,000	0,035	~ 0,060	0,050	0,350	0,050	0,010	
Encontrado	3,479	2,632	0,403	0,013	0,046	0,038	0,280	0,011	0,001	4,356

Fonte: O Autor.

Posteriormente à análise da composição química, três corpos de prova foram aleatoriamente separados do lote, para preparação e avaliação metalográfica. As amostras foram processadas conforme descrito anteriormente, submetidas ao ataque de Nital 3% e avaliação microscópica com magnificação de cem vezes. As micrografias observadas seguem mostradas nas figuras 36, 37 3 38 a seguir, nomeadas de 1 a 3, respectivamente.

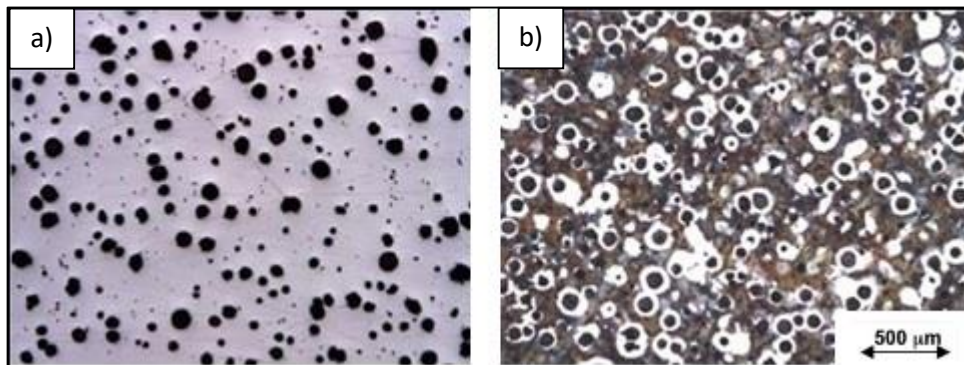
Figura 38 - Micrografia em ferro fundido nodular, amostra n°1 material FN1



Fonte: O Autor.

Micrografia na condição bruta de fundição. a) grafitas nodulares. Sem ataque. Aumento: 100x. b) grafitas nodulares imersas numa matriz perlítico-ferrítica. Ataque: Nital 3%. Aumento: 100x.

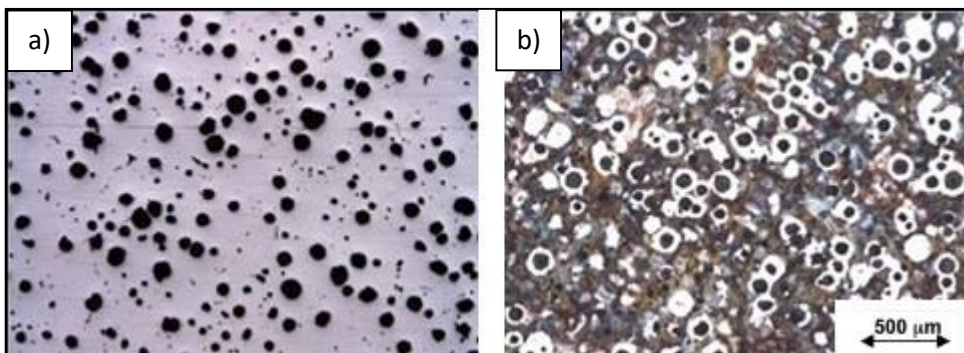
Figura 39 - Micrografia em ferro fundido nodular, amostra n°2 material FN1



Fonte: O Autor.

Micrografia na condição bruta de fundição. a) grafitas nodulares. Sem ataque. Aumento: 100x. b) grafitas nodulares imersas numa matriz perlítico-ferrítica. Ataque: Nital 3%. Aumento: 100x.

Figura 40 - Micrografia em ferro fundido nodular, amostra n°3 material FN1



Fonte: O Autor.

Micrografia na condição bruta de fundição. a) grafitas nodulares. Sem ataque. Aumento: 100x. b) grafitas nodulares imersas numa matriz perlítico-ferrítica. Ataque: Nital 3%. Aumento: 100x.

A tabela 9 detalha o tipo e tamanho de grafita encontrada, assim como o percentual de nodularização, a densidade de nódulos/mm² e a matriz observada.

Tabela 9 - Quantificação metalográfica e da grafita do bloco Y, com o material de projeto

	Grafita	Tamanho	Nodularização	Densidade	Matriz
Especificado	≥92% tipo I	5 ~7	≥80%	≥100/mm ²	Perlita/ Ferrita
Amostra #1	93% tipo I	5 e 6	87%	128	73% perlita/ 27% ferrita
Amostra #2	93% tipo I	6 e 7	89%	119	68% perlita/ 32% ferrita
Amostra #3	94% tipo I	6 e 7	85%	122	70% perlita/ 30% ferrita

Fonte: O Autor

De imediato percebe-se que a espessura e as características do ferramental dos corpos de prova frente à peça regular possuem sutil influência nos resultados. Tal afirmação se justifica pela pequena redução na contagem de nódulos por milímetro quadrado, assim como o aumento do percentual de ferrita presente na matriz das três amostras avaliadas. Acredita-se que esta variação é decorrente da maior massa isolada que é o bloco Y e a diferença de solidificação entre a peça e o bloco. Desta forma, a troca calorífica bloco-areia verde é mais lenta, permitindo que os mecanismos de difusão e solidificação atuem, formando quantidades diferentes de ferrita e perlita. Nesta etapa também foram identificados alguns pequenos pontos de rechupes (nível 1, categoria ‘CC’, conforme norma ASTM E446-10) decorrentes da contração volumétrica do metal durante a solidificação e na forma de ‘nuvem’, fora da área seccionada para os corpos de prova. Entendeu-se que não foram representativos, devido às dimensões e áreas observadas.

Uma constatação importante frente às grafitas verificadas se refere ao fato da diminuição da nodularização destas, a variação do tamanho e o aparecimento de algumas com formas irregulares. Contudo, todos os parâmetros avaliados encontram-se dentro dos intervalos de processo requeridos. Destaca-se o fato de não terem sido encontradas formas anormais de grafita, segregação de elementos ou microconstituintes indesejados. Corroborar-se esta informação, pelos resultados mecânicos encontrados, dispostos na tabela 10 a seguir.

Tabela 10 - Resultados das propriedades mecânicas dos blocos ‘Y’

Especificado	Resistência à tração	Limite de Escoamento	Alongamento	Dureza Brinell
	≥550 N/mm ²	≥365 N/mm ²	≥6%	Não mandatária
Amostra #1	673	396	9,8%	211 ~ 216
Amostra #2	669	405	9,3%	201 ~ 207
Amostra #3	679	401	9,7%	207 ~ 216
Média	674	401	9,6%	-

Fonte: O Autor

Como era de se esperar após avaliação da microestrutura, o aumento do percentual de ferrita resultou na diminuição da dureza Brinell dos corpos de prova e, por consequência, na ligeira redução da resistência à tração. De maneira oposta à tração, o alongamento aumentou 16,6% em comparação com os resultados encontrados nas peças, contudo ainda dentro da faixa esperada para o material D5506. Posterior destas avaliações, foi realizado o ensaio de impacto

Charpy sem entalhe. Os valores encontrados de energia absorvida para os corpos de prova são explicitados na tabela 11 a seguir.

Tabela 11 - Energia absorvida em Joules pelo ferro nodular com entalhe

Amostra	Energia Absorvida [J]	
	Especificado	Encontrado
Amostra #1		102
Amostra #2		95
Amostra #3	≥ 54	89
Amostra #4		100
Amostra #5		92
Média	-	95,6

Fonte: O Autor

A figura 39 a seguir, mostra as fraturas dos cinco corpos de impacto Charpy testados, com as amostras nº1 à nº5 da esquerda para a direita.

Figura 41 – Corpos de prova de impacto Charpy em ferro fundido nodular após testes



Fonte: O Autor.

4.3 Caracterização da amostra proposta em ADI

O material proposto partiu do ferro fundido nodular comum, com adição de Cobre (%Cu) como elemento de liga, tendo seu percentual aceitável alterado de 0,350% (máximo), para o intervalo entre 0,6 e 0,7%. Toda via, as tolerância do Carbono (%C) e do Silício (%Si) foram restringidos, assim como Manganês (%Mn) e Magnésio (%Mg). O percentual máximo permitido de Enxofre (%S) foi reduzido pela metade. Em virtude da sucata e cargas de retorno

disponíveis, optou-se por aumentar o percentual de Fósforo (%P) de $\leq 0,050\%$ para $\leq 0,080\%$ e manter o Molibdênio (%Mo) com residual de $\leq 0,010\%$. Os percentuais praticados, bem como a composição química ideal de trabalho seguem mostrados na tabela 12 abaixo.

A composição química foi determinado desta maneira, para obter em escala industrial os resultados encontrados na literatura (CARDOSO, ISRAEL e STROHAECKER, 2014), para resistência ao desgaste. Os corpos de prova fundidos, da liga denominada ADI1, foram submetidas ao tratamento térmico de austêmpera, conforme parâmetros descritos no item 3.2.

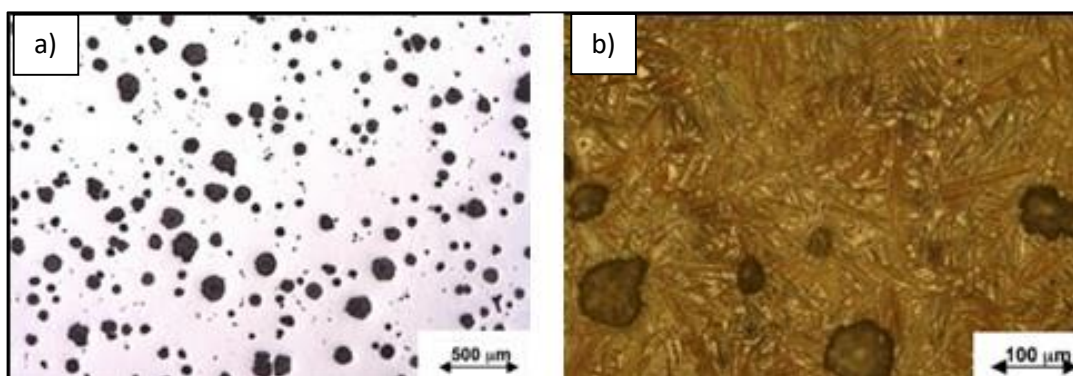
Tabela 12 - Composição química dos blocos Y com a configuração proposta em ADI

Liga	%C	%Si	%Mn	%S	%Mg	%P	%Cu	%Ni	%Mo	%CE
Especificado	3,630	2,350	\leq	\leq	0,040	\leq	0,600	\leq	\leq	4,300
	~	~	0,450	0,017	~	0,080	~	0,100	0,010	~
Encontrado	3,750	2,750			0,055		0,700			4,600
	3,685	2,510	0,271	0,013	0,053	0,032	0,621	0,011	0,004	4,521

Fonte: O Autor.

A microestrutura observada sem ataque químico é composta por grafita nodular predominantemente do tipo I, com tamanhos variando de 5 a 7 e nodularização média de 93%. Mesmo com uma densidade de 118 nódulos/mm², observa-se a variação de tamanhos de nódulos de grafita, bem como algumas com formas irregulares. A mesma configuração foi observada também nos corpos de prova do ferro fundido nodular, validando assim a hipótese da influência do ferramental de fundição dos blocos Y na qualidade das grafitas. Após o ataque com reagente químico Nital 3%, verificou-se a presença das longas agulhas de ferrita acicular, assim como pequenas ilhas brancas, conforme mostrado na figura 40 a seguir.

Figura 42 - Micrografia do ferro fundido austemperado – bloco Y



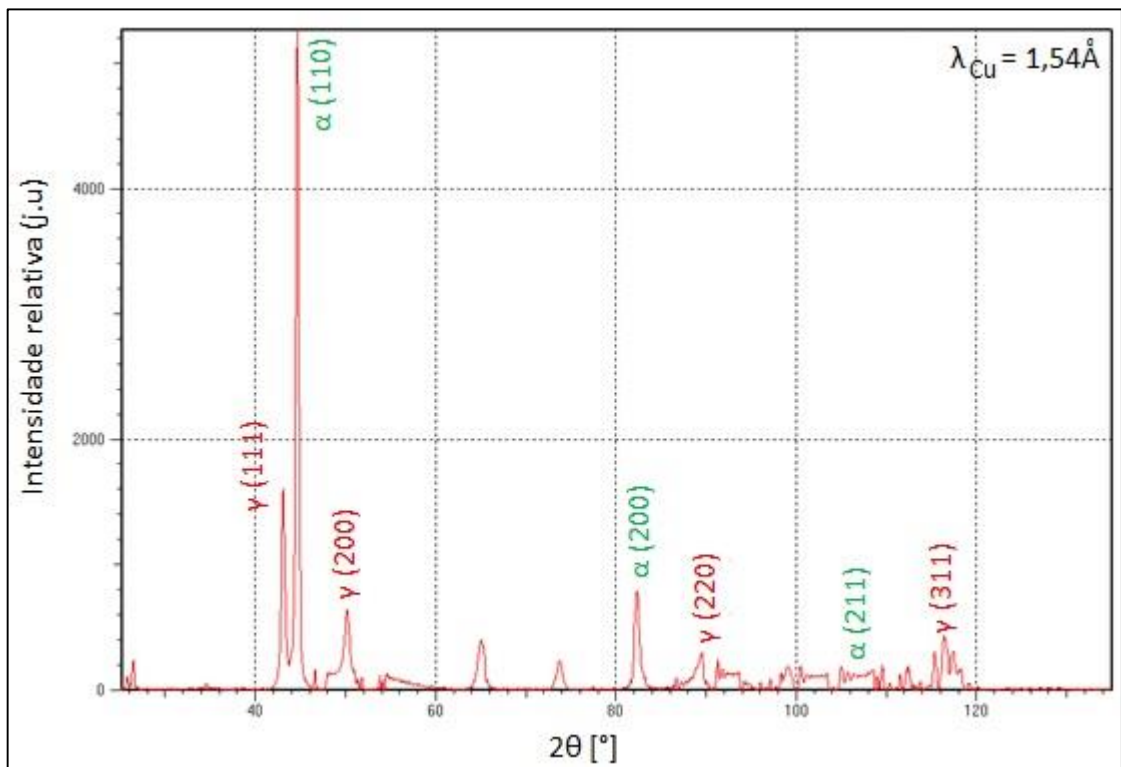
Fonte: O Autor.

Micrografia do austemperado. a) grafitas nodulares. Sem ataque. Aumento: 100x. b) grafitas nodulares imersas numa matriz ausferrítica. Ataque: Nital 3%. Aumento: 200x.

Para caracterização do microconstituente formador destas numerosas ilhas, foi realizada a medição de microdureza Vickers. Os valores encontrados variaram entre 431 e 458 microVickers, consolidando que a matriz encontrada não se tratava de perlita ou ferrita, como observado no ferro fundido nodular. Para designar o microconstituente correto, foi realizado ensaio de difração de raio-x (DRx) na mesma amostra.

A figura 41 a seguir, mostra a plotagem do gráfico do ensaio. Avaliando-se os picos presentes, determinou-se que se trata de austenita na quantidade de 28,99% (picos γ (111), γ (200), γ (220) e γ (311)).

Figura 43 - DRx do corpo de prova em ferro fundido austemperado

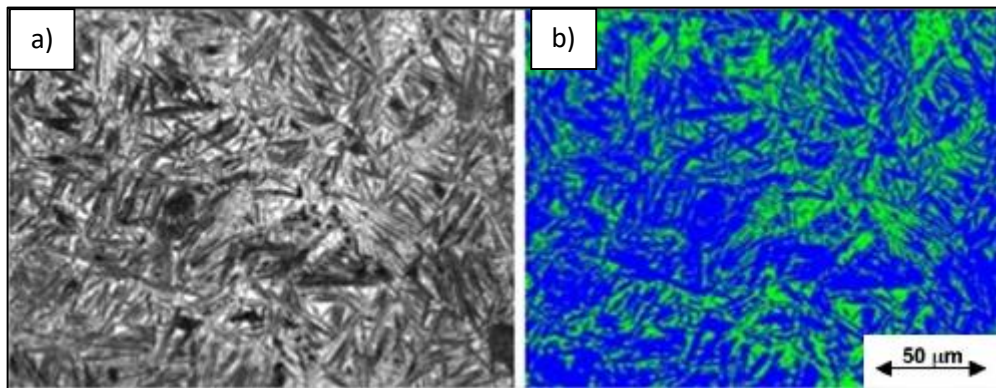


Fonte: O Autor.

Plotagem do ensaio de DR-x com a fração volumétrica da austenita (γ) e a ferrita acicular (α).

Posteriormente ao ensaio de difração de raio-x, realizou-se a quantificação dos microconstituintes da mesma amostra via software Zeiss AxioVision. De acordo com os resultados mostrados na figura 42 a seguir, o percentual de austenita nos corpos de prova (bloco Y) foi medido em 32,19%.

Figura 44 - Quantificação via software da micrografia do ADI – bloco Y



Fonte: O Autor.

Micrografia do austemperado. a) Ausferrita. Ataque: Nital 3%. Aumento: 400x. b) Ausferrita, verificada por software via graduação de cores. Ataque: Nital 3%. Aumento: 400x.

Para corroborar que a matriz se tratava de ausferrita, foi realizado ensaio de tração em quatro amostras, das quais, o menor valor foi descartado. E foram efetivados os ensaios de Dureza Brinell e energia de impacto Charpy. Os resultados encontrados seguem conforme mostrado na tabela 13.

Tabela 13 - Propriedades mecânicas das amostras em ADI – bloco Y

Especificado	Resistência à tração	Limite de Escoamento	Alongamento	Dureza Brinell	Energia Absorvida
	≥ 1.200 N/mm ²	≥ 850 N/mm ²	$\geq 4\%$	341 ~ 444	≥ 60 J
Amostra #1	1.210	880	4,7%	415 ~ 429	97
Amostra #2	1.232	891	5,2%	388 ~ 415	94
Amostra #3	1.217	869	4,9%	388 ~ 429	92
Média	1.220	880	4,9%	-	94

Fonte: O Autor

Destaca-se o curioso fato de nenhuma das amostras tracionadas apresentarem ‘pescoço’ decorrentes do ensaio de tração. A figura 43 a seguir demonstra as fraturas dos cinco corpos de prova de ensaio de impacto Charpy. Com base nos resultados obtidos, considerou-se satisfatória a relação encontrada entre os parâmetros de austêmpera e as propriedades mecânicas do ferro fundido austemperado grau IV. Embora tenha sido atingida uma matriz com longas agulhas de

ferrita acicular, não foi conseguido reproduzir os mesmos percentuais de austenita encontrados na literatura. Devido ao tempo de testes e ao orçamento disponível, optou-se por seguir em frente com os resultados alcançados.

Figura 45 – Corpos de prova de impacto Charpy em austemperado após testes



Fonte: O Autor.

4.4 Fabricação de Protótipos em Ferro Fundido Austemperado

As peças protótipo foram produzidas conforme composição química disponível na tabela 14.

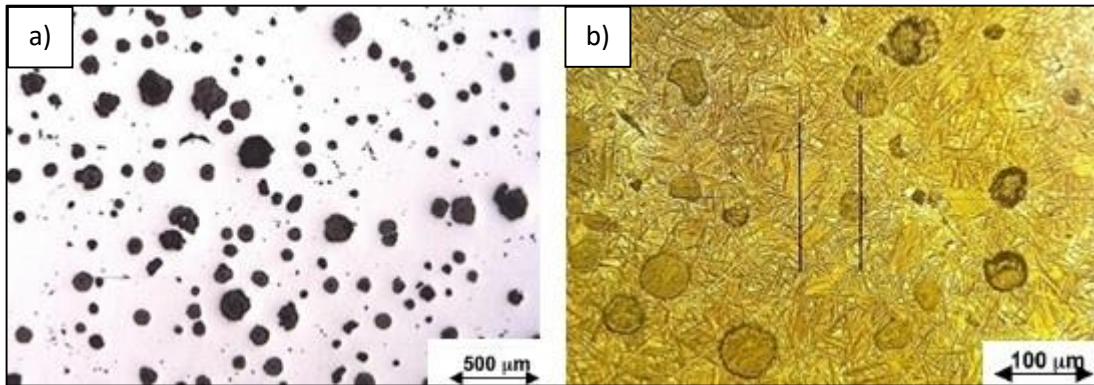
Tabela 14 - Composição química dos blocos Y com a configuração proposta em ADI

Liga	%C	%Si	%Mn	%S	%Mg	%P	%Cu	%Ni	%Mo	%CE
Especificado	3,630	2,350	\leq	\leq	0,040	\leq	0,600	\leq	\leq	4,300
	~ 3,750	~ 2,750	0,450	0,017	~ 0,055	0,080	~ 0,700	0,100	0,010	~ 4,600
Encontrado	3,711	2,655	0,387	0,011	0,047	0,004	0,652	0,010	0,010	4,596

Fonte: O Autor

A microestrutura observada para as peças protótipo é composta de grafita nodular tipo I (91%), com tamanho variando entre 5 e 7 e nodularização de 83%, envolta numa matriz de ferrita acicular e austenita enriquecida de alto carbono, segundo demonstrado na figura 44 abaixo.

Figura 46 - Micrografia do ferro fundido austemperado – peça protótipo

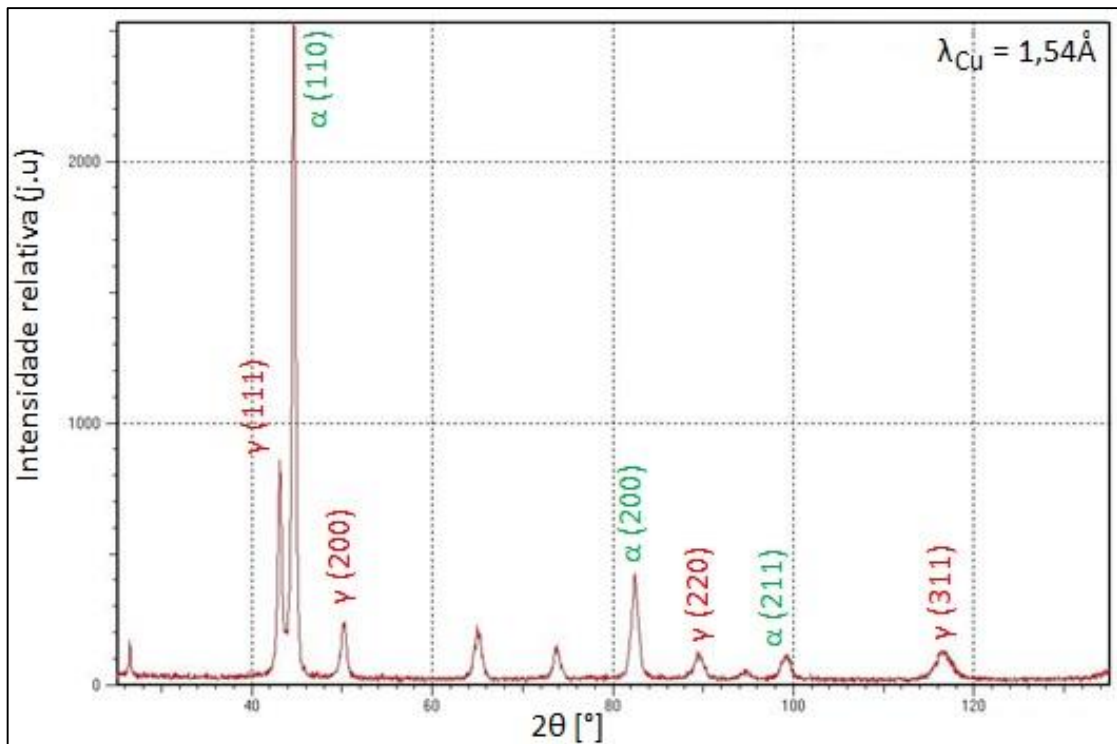


Fonte: O Autor.

Micrografia do austemperado. a) grafitas nodulares. Sem ataque. Aumento: 100x. b) grafitas nodulares imersas numa matriz ausferrítica. Ataque: Nital 3%. Aumento: 200x.

O ensaio de difração de raio-x das amostras valida a micrografia encontrada, apontando um percentual de austenita na matriz na casa de 28,74%, conforme mostrado na figura 45.

Figura 47 – DR-x da peça proposta em ferro fundido austemperado



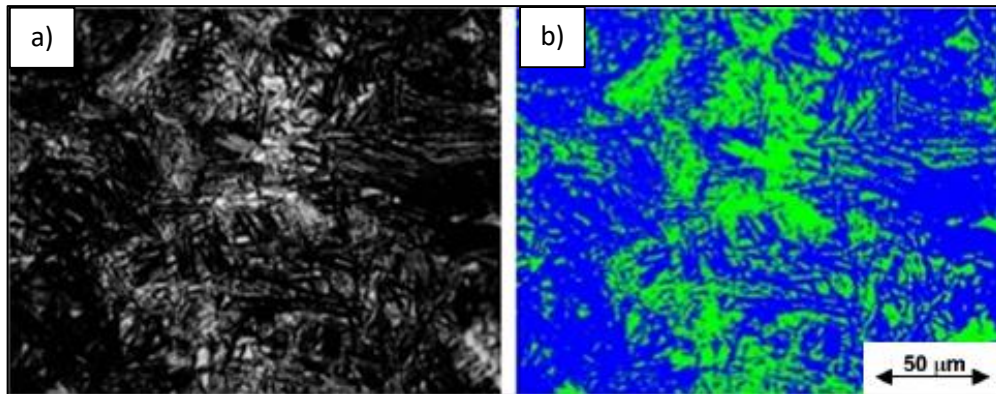
Fonte: O Autor.

Plotagem do ensaio de DR-x com a fração volumétrica da austenita (γ) e a ferrita acicular (α).

Realizando-se a quantificação da mesma amostra via software Zeiss AxioVision, segundo mostrado na figura 46 a frente, o percentual de austenita na amostra retirada da peça foi medido em 33,35%. Quando comparadas as avaliações do DRx e software para as duas

configurações austemperadas, percebe-se que a variação encontrada entre leituras é muito pequena e os resultados são próximos.

Figura 48 - Quantificação via software da micrografia do ADI – peça



Fonte: O Autor.

Micrografia do austemperado. a) Ausferrita. Ataque: Nital 3%. Aumento: 400x. b) Ausferrita, verificada por software via graduação de cores. Ataque: Nital 3%. Aumento: 400x.

Da mesma maneira, foram realizados os ensaios para determinação das propriedades mecânicas das peças protótipo, fabricadas em ferro fundido austemperado. Os valores seguem dispostos na tabela 15.

Tabela 15 - Propriedades mecânicas das amostras em ADI - peça

Especificado	Resistência à tração	Limite de Escoamento	Alongamento	Dureza Brinell
	≥ 1.200 N/mm ²	≥ 850 N/mm ²	$\geq 4\%$	341 ~ 444
Amostra #1	1.202	855	5,2%	385 ~ 431
Amostra #2	1.221	862	5,0%	402 ~ 427
Amostra #3	1.208	869	4,9%	411 ~ 434
Média	1.210	862	5,0%	-

Fonte: O Autor.

4.5 Desgaste – Ensaio em Bancada

Os resultados medidos nos ensaios para a corrida em ferro fundido nodular ‘FN1’, bem como a variação da perda de massa em gramas e percentual são mostrados na tabela 16 a seguir. Percebe-se que houve um desgaste nas amostras do pino, em média, de $0,47 \times 10^{-3}$ gramas ou

0,00125%±0,00025%. Tratando-se dos discos, houve uma redução de massa variando entre 0,0022%±0,0001 ou $0,94 \times 10^{-3}$ gramas.

Tabela 16 - Resultados do ensaio de desgaste em bancada – Nodular

Conjunto	Amostra	Peso Inicial (g)	Peso Final (g)	Varição (g)	Varição (%)
FN1	Pino FN1	35,23839	35,23794	0,00045	0,0013%
	Disco 22	43,20775	43,20686	0,00089	0,0021%
FN2	Pino FN2	34,54147	34,54094	0,00053	0,0015%
	Disco 23	42,88527	42,88436	0,00091	0,0021%
FN3	Pino FN3	34,44241	34,44205	0,00036	0,0010%
	Disco 24	43,11513	43,11414	0,00099	0,0023%
FN4	Pino FN4	35,02346	35,02296	0,00050	0,0014%
	Disco 25	42,94005	42,93912	0,00093	0,0022%
FN5	Pino FN5	35,07846	35,07797	0,00049	0,0014%
	Disco 26	43,28611	43,28511	0,00100	0,0023%

Fonte: O Autor

Da mesma forma, para os conjuntos de amostras em ferro fundido austemperado da corrida ‘ADI1’ a tabela 17 abaixo demonstra os valores encontrados pós-testes, bem como a redução mássica e a variação desta em gramas e em percentual.

Os resultados medidos após o término do teste demonstram que os pinos austemperados tiveram perda de massa de 0,00062% ±0,0002%. Em termos práticos, isso representa uma perda média de $0,22 \times 10^{-3}$ gramas. Já os discos apresentaram uma redução mássica variando entre 0,0021% e 0,0027%. Ou seja, uma diminuição média de $1,05 \times 10^{-3}$ gramas.

Tabela 17 - Resultados do ensaio de desgaste em bancada - ADI

Conjunto	Amostra	Peso Inicial (g)	Peso Final (g)	Varição (g)	Varição (%)
ADI1	Pino ADI1	35,16805	35,16786	0,00019	0,0005%
	Disco 28	43,00833	43,00722	0,00111	0,0026%
ADI2	Pino ADI2	35,00699	35,00667	0,00032	0,0009%
	Disco 17	43,35547	43,35435	0,00112	0,0026%
ADI3	Pino ADI3	35,23681	35,23661	0,00020	0,0006%
	Disco 18	43,18711	43,18612	0,00099	0,0023%
ADI4	Pino ADI4	35,00345	35,00324	0,00021	0,0006%
	Disco 19	43,09541	43,09451	0,00090	0,0021%
ADI5	Pino ADI5	34,69602	34,69584	0,00018	0,0005%
	Disco 20	43,23002	43,22887	0,00115	0,0027%

Fonte: O Autor

Avaliando-se ambos os resultados dos testes realizados sob os mesmos parâmetros de bancada, conclui-se que o desgaste dos conjuntos montados com pinos em ferro fundido nodular foi 114% superior aos conjuntos compostos por amostras em ferro fundido austemperado.

4.6 Desgaste – Ensaio em Campo de Provas

Com a determinação das situações atual e proposta e sabendo que o item corrente tem vida útil em desgaste de campo inferior à duzentos mil quilômetros, foram submetidos quatro conjuntos (16 peças – suspensão dianteira e traseira montam com esta peça, duas por eixo) para teste em campo de provas controlado, conforme descrito no subcapítulo 3.8.

Inicialmente, antes do envio ao campo de provas do cliente, as amostras em ferro fundido austemperado foram pesadas e comparadas. O peso teórico de projeto é 1,861 kg, enquanto as amostras apresentaram peso médio de $1,793 \pm 0,183$ kg. Esta variação é admissível, pois as peças têm rebarbados mecanicamente a linha de fechamento do modelo e o canal de

alimentação da fundição. Logo, eventualmente, parte da geometria da peça foi removida via retrabalho do esmerilhamento. Foram montados quatro conjuntos em caminhão para teste de rodagem em campo de prova. Os percursos rodados seguem mostrados na tabela 18.

Tabela 18 - Resultados dos testes em campo após teste de rodagem e simulação extrapolada no software Hydropuls

	Quilometragem percorrida em teste	Simulação extrapolada pelo Software <i>Hydropuls</i> ,
Conjunto ADI #1	20.695	413.900
Conjunto ADI #2	21.987	439.740
Conjunto ADI #3	5.422	108.440
Conjunto FN #1	9.802	196.040

Fonte: O Autor

O conjunto nodular (nomeado de FN#1) apresentou quilometragem percorrida semelhante ao verificado naturalmente em campo antes da degradação total e necessidade de substituição do componente. Já dos três conjuntos em ADI (nomeados de ADI#1, ADI#2 e ADI#3), todos testes foram encerrados antes do tempo previsto. Os dois primeiros conjuntos ensaiados tiveram problema de quebra no suporte central do lado esquerdo. O terceiro conjunto de teste foi parado em virtude da greve ocorrida no ABC Paulista e não foi retomado após término das paralizações. Das três configurações testadas, o conjunto nomeado como ‘ADI#1’ foi devolvido pelo cliente para análise, conforme figura 47 a seguir.

Figura 49 – Conjunto de suportes “ADI#1” devolvidos após teste de campo



Fonte: O Autor

Nas placas de desgaste traseiras, percebe-se um desgaste homogêneo quando comparado com o oblongo no centro da peça. Já os suportes dianteiros apresentaram desgaste não uniforme. Esta irregularidade é atribuída à sobrecarga de forças aplicadas na suspensão durante trabalho em virtude da quebra do suporte central. Avaliando-se o conjunto FN#1 como linha de base versus o ADI#1 que foi devolvido, percebe-se que o item em austemperado teve uma vida útil em desgaste 111% superior ao nodular, aproximando o resultado encontrado em campo e os testes de bancada.

As peças testadas foram lavadas em água corrente para retirar o excesso de sujidades e, após, com querosene para eliminação de possíveis graxas e óleos encrustados nas placas de desgaste. Após secas, foram pesadas para avaliar a perda de massa em aplicação. Os resultados seguem mostrados na tabela 19.

Tabela 19 - Perda de massa das amostras testadas em campo

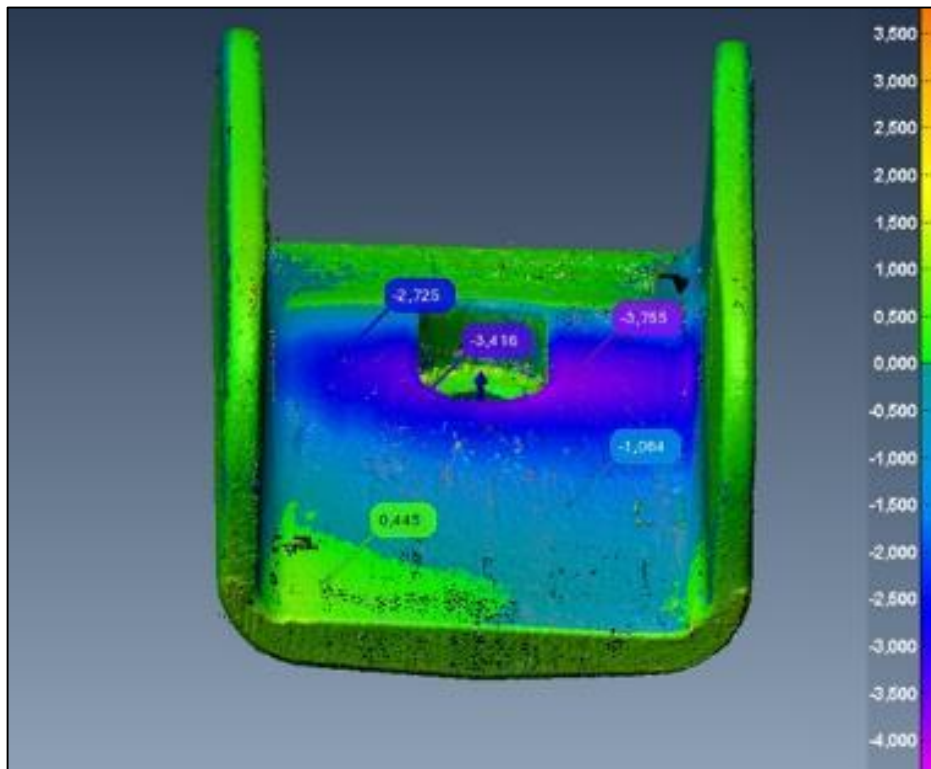
Conjunto	Amostra	Peso Inicial (kg)	Peso Final (kg)	Variação (kg)	Variação (%)
Dianteiro	Direito Amostra #4	1,803	1,514	0,289	16,0%
	Esquerdo Amostra #9	1,912	1,659	0,253	13,2%
Traseiro	Direito Amostra #7	1,855	1,624	0,231	12,5%
	Esquerdo Amostra #1	1,905	1,636	0,269	14,1%

Fonte: O Autor

Posterior à pesagem, as placas de desgaste foram escaneadas e medidas pontualmente para avaliar o desgaste das peças frente o projeto. As figuras 48 e 49 apresentam o escaneamento das amostras #7 e #1, respectivamente.

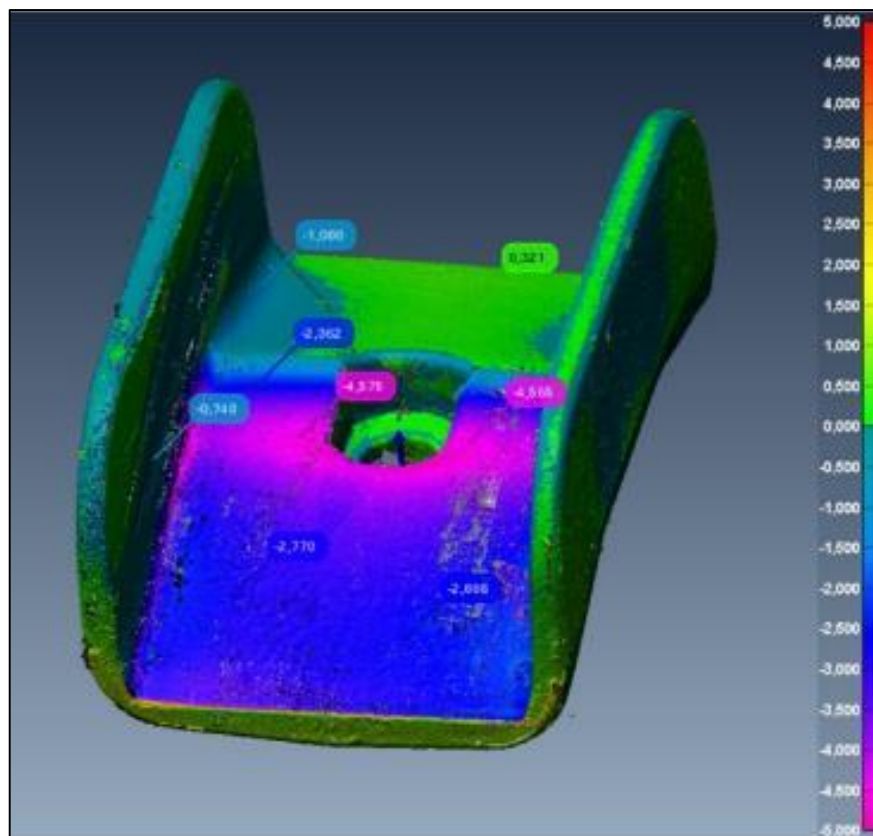
O escaneamento das peças protótipo demonstra que a quebra do suporte central teve forte influência no desgaste acelerado das placas. Contudo, ainda assim, a hipótese inicial deste estudo foi considerada atingida, tanto pela empresa e cliente quanto pelo pesquisador. Uma vez que a vida da placa de desgaste aumentou de pouco mais de 196.000 quilômetros para mais de 413.000 quilômetros.

Figura 50 - Amostra #7 - lado traseiro direito



Fonte: O Autor

Figura 51 - Amostra #1 - lado traseiro esquerdo



Fonte: O Autor

CAPÍTULO 5 - CONCLUSÕES

O ferro fundido nodular austemperado foi o objeto central do trabalho, pois este material desperta considerável atenção e aplicabilidade no meio acadêmico e na indústria. Nesta última, em componentes que são submetidos à trabalhos que demandam elevadas resistências mecânica e ao desgaste. Sugeriu-se este material conforme indústria no qual foi ambientado o estudo, dado o fato que era uma tecnologia não aplicada na empresa até então. Mas por fim, apresentou considerável relevância para a empresa e para o autor, bem como para os usuários do componente montado no produto final.

O tema central desta dissertação era a qualificação dos ferros fundidos nodular e austemperado, através de uma metodologia previamente definida para a avaliação das propriedades físicas, mecânicas e químicas. Com esta organização preliminar, foi possível realizar a caracterização de uma proposta de ferro fundido nodular austemperado, assim como os parâmetros de austêmpera (tempos e temperaturas) e do ferro fundido nodular base. Por fim, para aplicação em uma placa de desgaste fundida de uma suspensão rodoviária 6x2, afim de aumentar em, no mínimo, 100% a vida útil em desgaste do componente em campo.

Através da utilização da metodologia proposta, assim como as normas de referência, literatura utilizada e os resultados obtidos, pode-se chegar às seguintes conclusões:

- a. com os parâmetros de austêmpera propostos (patamares de aquecimento, temperatura e tempo de austêmpera), foi possível reproduzir as longas agulhas da ferrita acicular descritas na literatura que, juntamente com a austenita enriquecida de alto carbono, conferiram ao ferro fundido austemperado (ADI) uma resistência ao desgaste de 114% superior ao ferro fundido nodular, quando testados em tribômetro de bancada.
- b. quando comparados os resultados encontrados em campo (linha de base versus a proposta em austemperado), percebeu-se um aumento da vida útil em desgaste de 111%. Desta forma, atingindo um dos objetivos específicos do estudo que era aproximar os resultados medidos em laboratório com uma situação próxima à real obtida com testes em campo;
- c. as microestruturas objetivadas para ambos os materiais foram alcançadas com sucesso. Ou seja, para o ferro fundido nodular almejou-se uma matriz composta de grafita esferoidal, com nodularização superior à 80%, predominantemente tipo I, tamanho variando entre 5 e 7 e número de nódulos superior à 100 nódulos/mm². Para o

austemperado, a grafita nodular desejada possuía a mesma configuração do ferro base, mas imersa numa matriz de ausferrita (ferrita acicular e austenita enriquecida de alto carbono);

- d. os elementos de liga presentes no ferro nodular base tiveram papel fundamental para obtenção das matrizes desejadas de ambos os materiais, além de ter seus percentuais constantemente revistos e restringidos a fim de aumentar a austemperabilidade do material, sem resultar na segregação na matriz;
- e. Os discos apresentaram perda mássica menor quando testadas contra o ferro nodular, pois os pinos FN perderam mais massa;
- f. A quebra do suporte central teve forte influência no desgaste irregular das peças protótipo testadas;

Desta forma, mesmo com todas as dificuldades e obstáculos enfrentados durante o decorrer deste estudo, conclui-se que este atingiu seu objetivo principal, tanto pela empresa quanto pelo autor, uma vez que a melhoria incremental foi realizada e implementada em larga escala em veículos comerciais. Além de ter sido aceita satisfatoriamente pelo usuário final e reduzir drasticamente a quantidade de reclamações de campo e solicitações de garantia do referido produto.

CAPÍTULO 6 – SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Como sugestões para os próximos trabalhos destacam-se os pontos a seguir listados, a fim de aprofundamento dos conhecimentos no material austemperado e a aproximação da pesquisa institucional com a empresa. Listam-se:

- a. avaliar o comportamento em fadiga e de tenacidade à fratura da liga de ADI deste estudo com os mesmos parâmetros de tratamento térmico;
- b. realizar análise via microscópio eletrônico de varredura das fraturas obtidas no ponto ‘a’ acima, a fim de entender e caracterizar os mecanismos de fratura do ADI, conforme mecânica da fratura;
- c. trabalhar com mesma liga deste estudo, porém alterando os parâmetros da austêmpera para limites superiores, com a finalidade de avaliar a variação das propriedades mecânicas e de desgaste do ADI;
- d. realizar avaliação do desgaste em tribômetro utilizando aço mola com *shot peening*;
- e. estudar o sistema tribológico de interação da placa fundida com a mola como um todo, a fim de explicar e determinar o desgaste real dos componentes, assim como as características intrínsecas do sistema;
- f. avaliar a micrografia dos corpos de prova testados no tribômetro para verificar a presença de martensita pós-teste e como este microconstituente pode (ou não) influenciar no comportamento mecânico de um componente fabricado em ferro fundido austemperado;
- g. submeter novamente o estudo, porém alterando os elementos de liga para Molibdênio + Níquel.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AMERICAN FOUNDRYMEN'S SOCIETY. (1999). **Ductile Iron Handbook**. Des Plaines, Illinois. USA – 1999.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. (2006). ASTM A247–06. **Standard Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings**. USA, 2006.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. (2011). ASTM A897/A897M – 06 (2011), **Standard Specification for Austempered Ductile Iron Castings**, USA.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. (2010). ASTM E446-10 (2010), **Standard Reference Radiographs for Steel Castings Up to 2 in. (50,8 mm) in Thickness**, USA.
- CARDOSO, P. H. S.; ISRAEL, C. L.; STROHAECKER, T. R. (2014). **Abrasive wear in Austempered Ductile Irons: A comparison with white cast irons**. *Wear* 313 (2014), 29-33p.
- CARMO, D. J. **Ferro fundido austemperado – ADI**. Itaúna – MG. Senai – Serviço Nacional de Aprendizagem Industrial (SENAI), 2001.
- CHIAVERINI, V. (2003). **Tratamento térmico das ligas metálicas**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais.
- CNT. (2008). **Confederação Nacional do Transporte – Transporte de Cargas no Brasil – Ameaças e Oportunidades para o Desenvolvimento do País**. Disponível em: <<https://portal.tcu.gov.br/biblioteca-digital/transporte-de-cargas-no-brasil-ameacas-e-oportunidades-para-o-desenvolvimento-do-pais.htm>>. Acesso em: 05 set. 2019, 00:42.
- CNT. (2018). **Pesquisa da Confederação Nacional do Transporte de Rodovias 2018: relatório gerencial** – Brasília: CNT: SEST, SENAT, 2018. Disponível em: <https://cms_pesquisarodovias.cnt.org.br/Relatorio%20Geral/Pesquisa%20CNT%20de%20Rodovias%202018%20-%20web%20-%20baixa.pdf>. Acesso em: 01 set. 2019, 10:37.
- CONTRAN. (2006). **Resolução nº210**: Estabelece os limites de peso e dimensões para veículos que transitem por vias terrestres e dá outras providências. Disponível em: <<https://infraestrutura.gov.br/images/Resolucoes/Consolidadas/cons210.pdf>>. Acesso em: 05 set. 2019, 01:44.
- DAVENPORT, E. S.; BAIN, E. C.; KEARNY, N. J. (1930). **Transformation of austenite at constant sub-critical temperatures**. *Trans Am Institute of Mining Metallurg Eng, Iron and Steel Division* 1930: 117–54.
- ERIC, O. et al. (2006). **The austempering study of alloyed ductile iron**. *Materials and Design* 27 (2006), 617-622 p.

FARIAS, M. C. M. (2017). **Tribologia – Projeto Pavimentos Tribológicos – SCIT 52/2013**. Disponível em: <https://www.ucs.br/site/midia/arquivos/18_04_Palestras_Tribologia_Profa_MCristinaMFarias.pdf>. Acesso: 24 out. 2019, 19:43.

GASSNER, G. et al. (2012). **Werkstoff- und fertigungstechnische Grundlagen der Herstellung und Anwendung von hoch siliciumhaltigem Gusseisen mit Kugelgraphit**. Revista Giesserei, Alemanha, n°5, p. 18 – 20, mai.2012.

GÓRNY, M.; TYRALA, E.; LOPEZ, H. (2014). **Effect of Copper and Nickel on the Transformation Kinetics of austempered Ductile Iron**. Journal of Materials Engineering and Performance, vol.23 (10), 2014.

GUESSER, W. L. (2009). **Propriedades mecânicas dos ferros fundidos**. São Paulo: Editora Blucher, 2009.

GILLESPIE, T. D. **Fundamentals of vehicles dynamics: chapter 7 – Suspensions**. Society of Automotive Engineers – SAE. 1992.

HANDBOOK. (1993). **ASM Metals HandBook: Volume 01 - Properties and Selection Irons Steels and High Performance Alloys**.

HANDBOOK. (1991). **ASM Metals HandBook: Volume 04 - Heat Treating**.

HANDBOOK. (1992). **ASM Metals HandBook: Volume 15 – Casting**.

HASEEB, et al. (2000). **Tribological Behavior of quenched and tempered, and austempered ductile iron at the same hardness level**. Wear 244 (2000), 15-19 p.

HAYRYNEN, K. L. (2002). **The Production of Austempered Ductile Iron (ADI)**. World Conference on ADI.

HEAT TREATER'S GUIDE. (1995). **Practices and procedures for irons and steels**. ASM International.

INTERNATIONAL STANDARDIZATION FOR ORGANIZATION. (2019). **Mettalic materials – Tensile testing – Part 1: Method of test of room temperature**. ISO International.

KEOUGH, J. R.; HAYRYNEN, K. L. (2000). **Automotive applications of austempered ductile iron (ADI): A critical review**. Society of Automotive Engineers, Applied Process Inc. Technologies Div, USA.

KIM, Y. J. et al. (2008). **Investigation into mechanical properties of austempered ductile cast iron (ADI) in accordance with austempering temperature**. Materials Letter 62 (2008), 357-360 p.

LABRECQUE, C.; GAGNÉ, M. (1998). **Ductile iron: fifty years of continuous development**. Canada Metallurgical Quartely, v.37, n.5, p. 343-378, 1998.

LÖBLICH, H. et al. (2012). **Hoch Siliciumhaltiges Gusseisen mit Kugelgraphit toleriert größere Anteile an carbidbildenden Elementen**. Revista Giesserei, Alemanha, nº4, p. 28 – 32, abr.2012.

MERCEDES. (2019). **Mercedes Benz do Brasil**. Disponível em: <<https://www.mercedes-benz.com.br/resources/files/documentos/caminhoes/atego/dados-tecnicos/2019/FichaTecnica-Atego-24306x2-PlataformaV3.pdf>>. Acesso em: 26 out. 2019, 02:16.

MINISTÉRIO DA INFRAESTRUTURA. (2018). **Anuário Estatístico de Transportes 2010-2018**. Disponível em: <http://transportes.gov.br/images/2019/Documentos/anuario/Sum%C3%A1rio_Executivo_AET_-_2010_-_2018_11_07_2019.pdf>. Acesso em: 01 set. 2019, 14:42.

PARIZOTTO, R. F. (2014). **Avaliação dos Esforços Atuantes na Análise do Suporte Central da Suspensão de um Veículo 6x2**. 2014. 55p. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) – Universidade de Caxias do Sul, Caxias do Sul.

PIAZZA, G. R. (2002). **Estudo do Comportamento de Feixes de Molas para um Veículo Caval Mecânico**. 2002. 103p. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) - Universidade de Caxias do Sul, Caxias do Sul.

PIGOZZO, L. A. (2015). **Consumo de Combustível – Uma questão de Atitude**. São Paulo, 2015.

RAO, M. S. C. (1988). **Effect of inoculation on shrinkage and mechanical behavior of permanent mold ductile iron castings**. Transactions of the American Foundrymen's Society (1988), 551-554 p.

SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS (2004). SAE J434-04. **Automotive Ductile (Nodular) Iron Castings**. USA, 2004.

SAHIN, Y.; DURAK, O. (2007). **Abrasive wear behavior of austempered ductile iron**. Materials and Design 28, (2007), 1884-1850 p.

SAHIN, Y.; ERDOGAN, M.; KILICH, V. (2007). **Wear behavior of austempered ductile irons with dual matrix structures**. Materials Science and Engineering A444 (2007), 31-38 p.

SHELTON, P. W.; BONNER, A. A. (2006). **The effect of copper additions to the mechanical properties of austempered ductile iron (ADI)**. Journal of Materials Processing Technology 173 (2006), 269-274 p.

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

SOHI, M. H.; AHMADABADI, M. N.; VAHDAT, A. B. (2004). **The role of austempering parameters on the structure and mechanical properties of heavy section ADI**. Journal of Materials Processing Technology, 153-154 (2004), 203-208 p.

SUSPENSYS. (2019). **Suspensys Sistemas Automotivos Ltda**. Disponível em: <<http://www.suspensys.com/pt/produtos/caminhoes/suspensao-mecanica/suspensao-fundida>>. Acesso em: 05 out. 2019, 17:15.

TANAKA, Y.; KAGE, H. (1992). **Development and application of austempered spheroidal graphite cast iron**. Materials Transactions, JIM, vol.33, número 6 (1992), 543-557p.

TRUDEL, A.; GAGNÉ, M. (1997). **Effect of Composition and the Heat Treatment Parameters on the Characteristics of Austempered Ductile Irons**. Canadian Metallurgical Quarterly, vol.36, nº5, 289-298 p.

VIVEROS, P. H. (2010). **Análise do desempenho na frenagem de um cavalo mecânico e semibreboque com suspensão mecânica e sistema ABS mediante simulação em Matlab/Simulink**. 2010, 103p. Dissertação (Mestrado) – Escola de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos.

VOIGT, R. C.; LOPER, C. R. Jr. (1984). **Austempered Ductile Iron – Process Control and Quality Assurance**. Reprinted from Journal of Heat Treating, 1984, 3 (4), pp 291-309.

WU, C. Z.; CHEN, Y. J.; SHIH, T. S. (2002). **Phase transformation in austempered ductile iron by microjet impact**. Materials Characterization 48, (2002) 43-54 p.

ZHANG, J. et al. (2014). **Microstructure and mechanical properties of austempered ductile iron with different strength grades**. Materials Letters 119 (2014), 47-50 p.

ZIMBA, J.; SIMBI, D. J.; NAVARA, E. (2003). **Austempered ductile iron: an alternative material for earth moving components**. Cement & Concrete Composites 25 (2003), 643-649 p.

ANEXO A – Configuração do Caminhão 6x2 do estudo

Atego 2430

6x2 Plataforma



Dimensões (mm)¹

	36	48	54
Entre Eixos (ee)	36	48	54
[a] Distância entre eixos	3.550+1.250	4.775+1.250	5.388+1.250
[b] Comprimento total (c/ lanterna traseira)	7.479	9.842	9.842
[c] Largura	2.486	2.486	2.486
[d] Altura [C, E, LTB]/[LTA] (descarregado)	2.774/3.174	2.774/3.174	2.774/3.174
[e] Bitola [eixo dianteiro/eixo traseiro]	1.965/1.880	1.965/1.880	1.965/1.880
[f] Balanço [dianteiro/traseiro]	1.440/1.177	1.440/2.315	1.440/1.702
[g] Ângulo de entrada [com spoiler /sem spoiler] (carregado)	14°/19°	15°/19°	15°/19°
[h] Ângulo de saída (carregado)	36°	18°	25°
[i] Altura: teto da cabine [C, E, LTB]/[LTA] ao chassi	1.800/2.200	1.800/2.200	1.800/2.200
[j] Dist. mín. centro do eixo à carroceria [C]/[E]/[L]	420/490/890	420/490/890	420/490/890
Círculo de viragem (parede a parede)	17.200	21.200	23.100



Pesos (kg)¹

	36	48	54
Entre Eixos (ee)	36	48	54
Eixo Dianteiro	3.420	3.540	3.600
Eixos Traseiros	2.760	2.910	3.010
Total - Cab. versão [C]	6.180	6.450	6.610
Cab. Versão [E]/[LTB]/[LTA]	+60/+190/+250	+60/+190/+250	+60/+190/+250
Banco Central Cama	+30 +20	+30 +20	+30 +20
Tanques (litros) 300 ou 2x300	+90/-	+90/+370	+90/+370

¹ Em ordem de marcha com Cabine Curta [C], sem carroceria ou implemento, sem motorista, com tanque de combustível cheio, estepe, extintor de incêndio e caixa de ferramentas.

Pesos Admissíveis (kg)¹

	legal/técnico		
	36	48	54
Entre Eixos (ee)	36	48	54
Eixo Dianteiro	6.000/6.100	6.000/6.100	6.000/6.100
Eixos Traseiros	17.000/18.000	17.000/18.000	17.000/18.000
Peso Bruto Total (PBT)	23.000/24.100	23.000/24.100	23.000/24.100
Carga Útil Máx. + mais carroceria	16.820/17.920	16.550/17.650	16.390/17.490
Peso Bruto Total Combinado (PBTC)	36.000	36.000	36.000

Marketing do Produto Caminhões - VCM - Call da Postal 202 - 09700-970 - São Bernardo do Campo - SP - V3319 - 22 de Abril de 2019

Cabine Avançada

Versões	[C]	[E]	[LTB]	[LTA]
Suspensão da cabine	Metálica	Metálica	Metálica	Metálica

Motor

MB OM 926 LA • BlueTec5 • 7,2 lts. • 6 cil. em linha • PROCONVE P-7

Potência Máxima [NBR ISO 1585]	286 cv (210 kW) @ 2.200 rpm
Torque Máximo [NBR ISO 1585]	1.250 Nm (127 mkgf) @ 1.100 - 1.200 rpm
Tomada de força	No volante do motor*

Sistema Elétrico

Tensão Nominal Bateria	24V (2x12V)/100Ah	24V (2x12V)/135Ah*
Alternador	28V / 80A	

Transmissão

MB G 211-12 Mercedes PowerShift ZF 9S 1310 TD*

Tipo	Automatizada, sem pedal de embreagem	Manual
Nº marchas Relações primeira/última	12 sem anéis sincronizadores 14,93/1,00	8+1 super reduzida 12,73/1,00
Tomada de força	MB NA 121-1b*	MB NA 121-1b*
Embreagem	Monodisco, diâmetro 430mm	Monodisco, diâmetro 395mm

Eixos Traseiros

MB HL4 - 410 mm MB HL4 - 390 mm*

Relações de eixos Câmbio	i=3,67 (44:12)	i=3,58(43:12)	i=3,31(43:13)*	MB G 211-12
Relações de eixos Câmbio	i=3,67 (44:12)	i=4,30(43:10)*	i=3,58(43:12)	i=3,31(43:13)* i=4,30(43:10)* ZF 9S 1310 TD*

Chassi

escada, parafusado e rebitado, sem emenda atrás da cabine • material: LNE 50 (NBR 6656)

Suspensão dianteira	Molas parabólicas com amortecedores telescópicos de dupla ação e barra estabilizadora.				
Suspensão traseira	Tipo balancim, com molas trapezoidais e suspensor pneumático do eixo auxiliar				
Tanques - combustível Arla32 (litros)	210 35	300* 35	2x300* 35		
Rodas	7.50x22.5	7.50x20*	7.50x20*	7.50x22.5*	8.25x22.5*
Pneus	275/80R22.5	10.00R20*	11.00R20*	11.00R22.5*	295/80R22.5*

*s somente no ee 48 e 54

Desempenho

MB G 211-12 | HL4 - 410 mm MB G 211-12 | HL4 - 390 mm ZF 9S 1310 TD* | HL4 - 410 mm ZF 9S 1310 TD* | HL4 - 390 mm

Pneus	275/80R22.5	275/80R22.5	275/80R22.5	275/80R22.5
Relações de eixo	i=3,67	i=3,58 i=3,30*	i=3,67 i=4,30*	i=3,58 i=3,30* i=4,30*
Velocidade máxima (km/h)	120 ^d	120 ^d 120 ^d	120 ^d 112	120 ^d 120 ^d 112
Capacidade de subida ^a - 23.000 kg (t)	60	50 45	54 48	53 48 68
Capacidade de subida ^a - 24.100 kg (t)	57	47 43	51 43	50 45 63
Capacidade de subida ^a - 36.000 kg (t)	35	30 27	32 38	31 27 38

^a Velocidade máxima limitada eletronicamente ^d Em movimento

Freios

Pneumáticos

Tipo	Tambor	
Freio de estacionamento	Câmara de mola acumuladoraacionada pneumaticamente	
Freio Auxiliar	Convencional + Top Brake	
Elétrica Auxiliar	ABS (Sistema Antitravamento das Rodas) EBD (Distribuição Eletrônica de Frenagem)	ASR (Controle de Tração)*

* série no câmbio automatizado.

Cabine: [C]= curta, [E]= estendida, [L]= largo, [LTA]= largo teto alto, [LTB]= largo teto baixo, [M]= Mega Space, se + distância entre 1º e 2º eixo dianteiro e 1º eixo traseiro com tração, não tem não disponível, ** item opcional. Os dados apresentados podem variar de acordo com a configuração do veículo. Para projetos de Carrocerias e equipamentos, consulte o Manual de Implementação disponível em www.mercedes-benz.com.br. Para opções de itens, consulte o catálogo de opções disponível em www.mercedes-benz.com.br. O desempenho teórico é calculado considerando-se o limite de escorregamento. No interesse do desenvolvimento tecnológico, a Mercedes-Benz reserva-se o direito de alterar as especificações e o desenho dos produtos sem prévio aviso. A qualidade do meio ambiente e respeito pela tecnologia dos produtos Mercedes-Benz. Para mais informações, ligue 0800 770 1010 ou acesse www.mercedes-benz.com.br. Mercedes-Benz, marca do grupo Daimler.



Na cidade somos todos pedestres.

ANEXO B – Composição Química conforme Norma ASTM A897/897M

Element	Recommended Range
<p>Carbon Carbon should be controlled within the recommended range except when deviations are required to produce a defect-free casting. If too high levels of carbon are present, carbon flotation can occur and reduce the apparent strength levels of ADI.</p>	3.60 % ± 0.20 %
<p>Silicon Silicon is one of the most important elements in ADI because it promotes graphite formation, decreases the solubility of carbon in austenite, increases the eutectoid temperature and inhibits the formation of bainitic carbide. Excessively high levels of Si can suppress ausferrite in localized areas by stabilizing ferrite.</p>	2.50 % ± 0.20 %
<p>Magnesium Magnesium is added to create the conditions for graphite nodules to form. Excessively high levels will promote carbide formation while low levels promote nonspheroidal graphite.</p>	(% S x 0.76) + 0.025 % ± 0.005 %
<p>Manganese Manganese additions above that of the base metal composition are not recommended because Mn segregates to the last to freeze regions of the casting and will retard the formation of ausferrite if the nodule count is not sufficiently high to break up the Mn segregated region. In section sizes up to ½ in. or 13 mm, Mn targets as high as 0.60 % have been used due to high nodule counts. In section sizes over ½ in. (13 mm) or in the presence of Mo other carbide formers, the Mn target should be reduced to 0.35 % or less to minimize the formation of cell boundary carbides which may negatively affect component machinability or ductility, or both.</p>	0.35% ± 0.05 %
<p>Copper Copper may be added to ADI to increase hardenability in additions up to 0.80 %. Above this level, Cu creates a diffusion barrier around the graphite nodules, thus inhibiting carbon mobility during austenitizing.</p>	0.80 % maximum, only as needed ± 0.05 %
<p>Nickel Nickel may be used to increase the hardenability of ductile iron in additions up to 2.0 %. Because of the costs associated with the use of Ni, larger additions may be cost prohibitive.</p>	2.0 % maximum, only as needed ± 0.10 %
<p>Molybdenum Molybdenum is the most potent hardenability agent in ADI and may be necessary in heavy section castings to prevent the formation of pearlite. Both tensile strength and ductility decrease as the Mo content increases beyond that required for hardenability. This deterioration in properties is likely caused by the segregation of Mo to cell boundaries and the formation of carbides. The level of Mo should be restricted to not more than 0.30 % in heavy section castings.</p>	0.30 % maximum (only as needed) ± 0.03 %

Trace or Tramp Elements	Suggested Target (or maximum)	Typical Control Range
Sn Tin	0.02% maximum	± 0.003 %
Sb Antimony	0.002% maximum	± 0.0003 %
P Phosphorus	0.04% maximum	
S Sulfur	0.02% maximum	
O Oxygen	50 ppm maximum	
Cr Chromium	0.10% maximum	
Ti Titanium	0.040 % maximum	
V Vanadium	0.10% maximum	
Al Aluminium	0.050% maximum	
As Arsenic	0.020% maximum	
Bi Bismuth	0.002% maximum	
B Boron	0.0004% maximum	
Cd Cadmium	0.005% maximum	
Pb Lead	0.002% maximum	
Se Selenium	0.000% maximum	
Te Tellurium	0.003% maximum	