

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS,
METALÚRGICA E DE MATERIAIS

LUIZ FRANCISCO SEIBEL JÚNIOR

CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA E MECÂNICA DE FERRO FUNDIDO
NODULAR POR TRATAMENTO ALTERNATIVO DE AUSTÊMPERA EM BANHO
METÁLICO FUNDIDO ZAMAC

Porto Alegre

2019

LUIZ FRANCISCO SEIBEL JÚNIOR

**CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA E MECÂNICA DE FERRO FUNDIDO
NODULAR POR TRATAMENTO ALTERNATIVO DE AUSTÊMPERA EM BANHO
METÁLICO FUNDIDO ZAMAC**

Trabalho realizado no Laboratório de Fundição, Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGE3M), Área de concentração: Processos de Fabricação, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Orientador: Prof. Dr. Vinicius Karlinski de Barcellos (PPGE3M - UFRGS)

Porto Alegre

2019

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Reitor: Rui Vicente Oppermann

Vice-Reitor: Jane Fraga Tutikian

ESCOLA DE ENGENHARIA

Diretor: Luiz Carlos Pinto da Silva Filho

Vice-Diretor: Carla Schwengber Caten

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

Coordenador: Afonso Reguly

Seibel, Luiz Francisco Seibel Júnior
CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA E MECÂNICA DE FERRO
FUNDIDO NODULAR POR TRATAMENTO ALTERNATIVO DE
AUSTÊMPERA EM BANHO METÁLICO FUNDIDO ZAMAC / Luiz
Francisco Seibel Júnior Seibel. -- 2019.
107 f.
Orientador: Vinicius Karlinski de Barcellos
Karlinski.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal do
Rio Grande do Sul, Escola de Engenharia, Programa de
Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais, Porto Alegre, BR-RS, 2019.

1. Ferro Fundido Nodular . 2. Resfriamento
isotérmico - Austêmpera. 3. Zamac. 4. ADI. I.
Karlinski, Vinicius Karlinski de Barcellos, orient.
II. Título.

LUIZ FRANCISCO SEIBEL JÚNIOR

CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA E MECÂNICA DE FERRO FUNDIDO
NODULAR POR TRATAMENTO ALTERNATIVO DE AUSTÊMPERA EM BANHO
METÁLICO ZAMAC

Esse trabalho foi julgado adequado para a obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração de Processos de Fabricação e aprovada em sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Prof. Dr. Vinicius Karlinski de Barcellos - Orientador

Prof. Dr. Afonso Reguly - Coordenador do PPGE3M

Aprovado em: ____ / ____ / ____.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr (a). Lisiane Trevisan - PPG-TEM - IFRS

Prof. Dr.(a). Cíntia Cristiane Petry Mazzaferro - PPGE3M-UFRGS

Pesq. Dr.(a). Carlos Raimundo Frick Ferreira - LAFUN-UFRGS

AGRADECIMENTOS

Manifesto os sinceros agradecimentos às seguintes pessoas e instituições pela valiosa colaboração na execução deste trabalho:

Ao Professor e Orientador Dr. Vinicius Karlinski de Barcellos pela orientação, ensinamentos, apoio e estímulo proporcionado.

Ao Pesquisador Dr. Carlos Raimundo Frick Ferreira, pelas contribuições sempre oportunas e auxílio no desenvolvimento desse trabalho.

Ao Mestrando Eng. Leonardo Pereira pelas sugestões, colaboração na pesquisa e companheirismo nas atividades práticas e experimentais.

Aos colegas do Laboratório de Fundição da UFRGS, em especial ao MSc. Eng. Régis Fabiano do Amaral e mestrando Eng. Willian Martins Pasini pelas contribuições técnicas.

À empresa John Deere Tratores, em especial, ao gerente de Engenharia de Manufatura Eng. Esp. Ricardo Reis pelo auxílio, colaboração, alocação de recursos e motivação no decorrer da pesquisa.

Aos colegas de Engenharia de Manufatura John Deere Eng. Esp. Erick Medeiros e Analista de Engenharia Fernando Brito pelo auxílio e trabalho técnico empregados para encaminhamento, preparação de amostras experimentais e tratativas de aquisição de serviços associados para análises e ensaios.

Aos colegas do Laboratório de Materiais John Deere Eng. Cleiton Pinheiro e Eng. Antonio Carvalho pelo auxílio no encaminhamento e preparação de amostras experimentais.

A minha família, pelo apoio, compreensão e paciência.

A todos que colaboraram direta ou indiretamente na elaboração deste trabalho, o meu reconhecimento e o meu respeito.

RESUMO

O ferro fundido nodular austemperado – ADI, é considerado um material de engenharia que possui uma notável combinação de propriedades mecânicas desejadas em inúmeras aplicações e segmentos. O objetivo deste trabalho é avaliar a possibilidade de aplicação do tratamento térmico de austêmpera, para obtenção de um Ferro Nodular Austemperado (ADI), através da utilização de uma liga de Zn-Al-Mg-Cu (Zamac 5), como meio de resfriamento isotérmico da austêmpera. Mensurou-se a influência do tempo de austêmpera e da temperatura de austenitização nas propriedades mecânicas do ferro nodular. Para determinação da influência do tempo de austêmpera nas propriedades do ADI, blocos de ferro fundido nodular de matriz predominantemente perlítica foram austenitizados a 900°C por 90 minutos, posteriormente resfriados no banho de Zamac 5 a 380°C, permanecendo neste processo em intervalos de tempo de 15, 30, 60, 90 e 120 minutos, e posteriormente resfriados ao ar até a temperatura ambiente. Para determinação da influência da temperatura de austenitização nas propriedades do ADI, blocos de ferro fundido nodular de matriz perlítica foram austenitizados a 820°C e 860°C por 90 minutos, posteriormente resfriados no banho de Zamac 5 a 380°C, no qual permaneceram neste processo por intervalo de tempo de 60 minutos, e posteriormente resfriados até a temperatura ambiente. A análise morfológica evidenciou a formação de ausferrita em todas as amostras analisadas, sem a presença de perlita, caracterizando a obtenção do ADI. Foi evidenciada a viabilidade de realização da austêmpera em temperaturas superiores a 375°C. A melhor combinação de propriedades mecânicas com relação às classes de ADI disponíveis ocorreu através do ciclo combinado de austenitização a 860°C e tempo de austêmpera de 60 minutos.

Palavras chave: Austêmpera, Ferro Nodular, ADI, Zamac

ABSTRACT

The austempered nodular cast iron – ADI, is considered an engineering material that has a remarkable combination of mechanical properties in numerous of engineering applications. The objective of this work is to evaluate the possibility of applying austempering heat treatment to obtain an austempered nodular iron (ADI), through the use of a Zn-Al-Mg-Cu alloy (Zamac5), as an isothermal cooling of austempering process. It was measured the influence of austenitization time and the temperature in the mechanical properties of nodular iron. At the initial validation step, a nodular cast iron alloy with perlitic matrix, was monitored and austenitized at 880 °C and 900 °C for evaluate the applicability of Zamac5 as a cooling method. In order to determine the influence of the austempering time on the properties of ADI, some nodular cast iron blocks with predominantly perlitic matrix, were austenitized at 900 °C for 90 minutes, subsequently cooled in the Zamac 5 bath at 380 °C, remaining in this process at time intervals of 15, 30, 60, 90 and 120 minutes, and subsequently cooled to air in room temperature. The treatment with austempering in Zamac 5 process, proved to be efficient. To determine the influence of austenitization temperature on the properties of ADI, some nodular cast iron blocks with predominantly perlitic matrix were austenitized at 820 °C and 860 °C for 90 minutes, subsequently cooled in the bath of Zamac 5 to 380 °C and kept parts in this temperature during a time interval of 60 minutes, and subsequently cooled in room temperature. The morphological analysis evidenced the formation of ausferrite, without the presence of perlite, thus characterizing the obtaining of the ADI. Was determined the feasibility of performing of austempering with Zamac 5 in temperature range above 380 °C The best combination of mechanical properties in relation to the available ADI classes, occurs through the combined austenitization cycle of 860 °C and 60 minutes of austempering cycle time.

Key words: Austempering, Ductile cast iron, ADI, Zamac

LISTA DE FIGURAS

Figura 01 -	Microestruturas típicas do ferro nodular austemperado – ADI.....	15
Figura 02 -	Aplicações funcionais Automotivas - ADI.....	18
Figura 03 -	Melhorias Em componentes mecânicos pela aplicação do material ADI.....	19
Figura 04 -	Alongamento e Resistência do ADI em relação à outros materiais.....	20
Figura 05 -	Rigidez do ADI em relação à outros materiais.....	21
Figura 06 -	Melhorias em componentes quando substituídos pelo ADI.....	22
Figura 07 -	Diagrama do Ferro - Carbono.....	23
Figura 08 -	Crescimento do plano Basal(Grafita nodular) e Prismático(Grafita lamelar)	25
Figura 09 -	Reação eutética estável e metaestável e as suas microestruturas durante a evolução da solidificação.....	27
Figura 10 -	Profundidade de camada de ferro branco/mesclado gerada pela quantidade de inoculante aplicado x categoria de inoculante.....	28
Figura 11 -	Disposição e Morfologia da grafita para ferro fundido nodular através da grafita Tipo I e Tipo II.....	29
Figura 12 -	Tipos de matriz para formação da grafita nodular – (a) Matriz Perlítica; (b) Matriz Perlítica / Ferrítica; (c) Matriz Ferrítica.....	30
Figura 13 -	Tipos de morfologia degenerada da grafita nodular.....	30
Figura 14 -	Desempenho de Resistência à tração.....	31
Figura 15 -	Desempenho de Resistência ao impacto por tipo de matriz nodular	32
Figura 16 -	Intervalo de faixas de Carbono (C) e Silício (Si) em fundido nodular demonstrando a faixa “ótima” de especificação.....	35

Figura 17 -	Teste de “cunha” com evolução da grafita x taxa de resfriamento.....	36
Figura 18 -	Transição de Temperatura em etapa TEE/TEM x Taxa de resfriamento.....	36
Figura 19 -	Esquema representativo do ciclo de Austêmpera do ADI.....	38
Figura 20 -	Atendimento de propriedades mecânicas x tempo de Austêmpera – Ponto A (Final do Estágio I) e Ponto B (Início do Estágio II).....	40
Figura 21 -	Concentração de carbono e energia livre em equilíbrio para Ferrita(α) e Austenita (γ) em função da Temperatura.....	43
Figura 22 -	Representação do mecanismo de formação do Estágio I da “Ausferrita”.....	44
Figura 23 -	Representação da cinética de transformação e crescimento de “placas” de Ferrita acicular isenta de carbonetos e com mecanismo similar à Bainita.....	45
Figura 24 -	Representação da cinética de crescimento de “placas” proposta a partir da Austenita (γ) e com precipitação de carbonetos.....	45
Figura 25 -	Representação da cinética de transformação de fases em função do tempo no tratamento de Austêmpera para os Estágios I & II.....	46
Figura 26 -	Representação da morfologia direcional entre a ausferrita e a bainita.....	48
Figura 27 -	Representação da orientação de sobreposição no contorno de grão e dimensões de placas entre a ausferrita e a bainita.....	49
Figura 28 -	Representação direcional e cartesiana de plano cristalográfico das placas da ausferrita e da bainita.....	49
Figura 29 -	Representação dos efeitos da temperatura de austenitização nas propriedades mecânicas do ADI.....	51
Figura 30 -	Representação da influência da temperatura de austêmpera na formação da morfologia da Ausferrita.....	53
Figura 31 -	Representação da influência do tempo de Austêmpera na propriedade de Resistência à tração em temperatura de 350°C.....	55
Figura 32 -	Representação da influência do tempo de Austêmpera na propriedade de Alongamento em temperatura de 350°C.....	56
Figura 33 -	Representação da influência do tempo de Têmpera na propriedade de Dureza em temperatura de 350°C.....	57

Figura 34 -	Representação da influência da velocidade de resfriamento para formação da austenita durante etapa de Austêmpera.....	58
Figura 35 -	Representação do diagrama de equilíbrio para a liga ZnAl.....	59
Figura 36 -	Posicionamento de segregação x tipo de elemento químico segregante.....	60
Figura 37 -	Apresentação visual da matriz do ADI com ênfase nos itens da estrutura pós tratamento.....	61
Figura 38 -	Representação da aplicação funcional do componente em estudo.....	68
Figura 39 -	Representação do Fluxograma de etapas integrantes da metodologia experimental.....	69
Figura 40 -	Representação da peça final bruta e a rastreabilidade de fusão.....	70
Figura 41 -	Representação da extração de corpo de prova de Tração e Impacto.....	71
Figura 42 -	Representação da microestrutura bruta de fusão.....	73
Figura 34 -	Representação da influência da velocidade de resfriamento para formação da austenita durante etapa de Austêmpera.....	58
Figura 35 -	Representação do diagrama de equilíbrio para a liga ZnAl.....	59
Figura 36 -	Posicionamento de segregação x tipo de elemento químico segregante.....	60
Figura 37 -	Apresentação visual da matriz do ADI com ênfase nos itens da estrutura pós tratamento.....	61
Figura 38 -	Representação da aplicação funcional do componente em estudo.....	68
Figura 39 -	Representação do Fluxograma de etapas integrantes da metodologia experimental.....	69
Figura 40 -	Representação da peça final bruta e a rastreabilidade de fusão.....	70
Figura 41 -	Representação da extração de corpo de prova de Tração e Impacto.....	71

Figura 42 -	Representação da microestrutura bruta de fusão.....	73
Figura 43 -	Ensaio para obtenção da curva de solidificação do Zamac 5.....	76
Figura 44 -	Ensaio para obtenção da curva de resfriamento do Zamac 5.....	77
Figura 45 -	Representação do esquema gráfico de ciclos de tratamento térmico aplicados.....	79
Figura 46 -	Representação das etapas de tratamento térmico experimental.....	79
Figura 47 -	Representação do corpo de prova de tração pela ASTM E8/E8M.....	81
Figura 48 -	Representação das dimensões do corpo de prova de impacto tipo “Charpy Sem entalhe” conforme norma ASTM A327/A327M.....	82
Figura 49 -	Representação da curva de resfriamento do Zamac 5.....	84
Figura 50 -	Representação da curva de resfriamento para CP1.....	85
Figura 51 -	Representação da curva de resfriamento para CP2.....	85
Figura 52 -	Representação das microestruturas obtidas pós- tratamento (Ciclo A).....	87
Figura 53 -	Representação das microestruturas obtidas tratamento de ciclo B e C.....	89
Figura 54 -	Resultados obtidos em propriedades mecânicas de Tração para ciclo A.....	92
Figura 55 -	Resultados obtidos em propriedades mecânicas de Tração para ciclo B e C.....	95
Figura 56 -	Resultados obtidos em propriedades mecânicas de tenacidade e da dureza para ciclo A.....	97
Figura 57 -	Resultados de tenacidade e dureza para ciclo B e ciclo C em relação ao ciclo A...	99

LISTA DE TABELAS

Tabela 01 -	Linha Cronológica de evolução do Ferro Fundido Nodular Austemperado	16
Tabela 02 -	Propriedades mecânicas especificadas para ensaio de tração e impacto para ferros fundidos nodulares austemperados conforme norma ASTM A897897M.....	16
Tabela 03 -	Aplicação do ADI por área de atuação.....	17
Tabela 04 -	Especificações (sugeridas) para liga nodular base para aplicação do ADI.....	24
Tabela 05 -	Elementos químicos e seus efeitos para o ferro fundido nodular sem tratamento.....	33
Tabela 06 -	Relação do efeito variável sobre o carbono solubilizado para força de condução e velocidade de reação por ação de elementos de liga.....	61
Tabela 07 -	Desempenho experimental do processo de austêmpera para seções com diferentes espessuras.....	66
Tabela 08 -	Composição Química - Ferro Fundido Nodular Bruto de Fusão - (% em massa).....	70
Tabela 09 -	Composição Química da liga Zamac 5 - (% em massa).....	71
Tabela 10 -	Representação de especificações e resultados de ensaios aplicados ao ferro fundido nodular bruto conforme normas aplicáveis.....	74
Tabela 11 -	Representação dos ciclos de tratamento térmico aplicados para obtenção da condição metalúrgica do ADI em caráter experimental para o ferro fundido nodular utilizada.....	78
Tabela 12 -	Parâmetros de Tratamento Térmico para Ciclo A.....	86
Tabela 13 -	Parâmetros de Tratamento Térmico para ciclo de tratamento B e C.....	89
Tabela 14 -	Ciclo A - Resultados dos ensaios de tração - Tensão máxima (UTS), tensão de escoamento (YS) e alongamento percentual (ϵ).....	91
Tabela 15 -	Ganhos em propriedades mecânicas com relação ao material bruto de fusão, de acordo com o tempo de austêmpera ($\epsilon\%$). – Ciclo A.....	91

Tabela 16 - Resultados dos ensaios de tração, a partir da temperatura de austenitização (T_{γ}) modificada para ciclo(s) B e C para obtenção das propriedades de Tensão máxima - (UTS), Tensão de escoamento - (YS) e Alongamento percentual (ϵ).....	94
Tabela 17 - Ganhos em relação ao material bruto de fusão para tensão máxima (UTS), tensão de escoamento (YS) e alongamento (ϵ). Os Ciclos B e C são realizados com temperatura de austenitização (T_{γ}) modificada.....	94
Tabela 18 - Resultados dos valores médios e desvio padrão da Energia de impacto conforme norma ASTM A327/327M e de dureza conforme norma ASTM E10 para diferentes tempos de austêmpera(t_A) no Ciclo A.....	96
Tabela 19 - Resultados da Energia de impacto e de Dureza pelo método Brinell” - Ciclo B e Ciclo C.....	98

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

	Austempered Ductile Iron – “ferro fundido nodular austemperado”
ADI	
ASM	American Society of Material
ASTM	American Society for Testing and Materials
BCIRA	British Casting Irons Research Association
CE	Carbono Equivalente
Fe ₃ C	Carboneto de Ferro – “Cementita”
GMC	General Motors Company
HB	Hardness Brinell - Dureza escala “Brinell”
HV	Hardness Vickers - Dureza escala “Vickers”
INCO	International Nickel Company
ISO	International Organization for Standardization
J	Unidade “Joule”
Kg	Unidade “Kilograma”
Mpa	Unidade “Megapascal”
SAE	Society of Automotive Engineers
TEE	Temperatura de eutético estável
TEM	Temperatura de eutético metaestável
TTT	Curvas de Tempo – Temperatura - Transformação
T _γ	Temperatura de Austenitização
UCT	Upper Critical Temperature (Temperatura Crítica Superior)
UTS	Upper Tension Specification – Especificação superior de tensão
V _γ	Fração volumétrica de Austenita retida
YS	Yield Specification – Tensão de Escoamento
ZAMAC	Zink-Aluminium-Magnesium-Kupfer. (Liga Zinco-Alumínio-Magnésio-Cobre)
ΔT	Super-Resfriamento
α	Ferrita
γ	Austenita
ε %	Percentual de Alongamento
T _γ	Temperatura de Austenitização
t _γ	Tempo de Austenitização
T _A	Temperatura de Austêmpera
t _A	Tempo de Austêmpera

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	12
2	OBJETIVOS.....	14
3	REVISÃO DE LITERATURA.....	15
3.1	HISTÓRICO DO FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO – ADI.....	15
3.2	APLICABILIDADE DO ADI.....	17
3.3	GANHOS NO EMPREGO DO ADI.....	19
3.4	O FERRO FUNDIDO NODULAR, A ORIGEM DE PROCESSO DO ADI.....	22
3.5	PROCESSO DE NODULARIZAÇÃO E INOCULAÇÃO.....	25
3.5.1	MORFOLOGIA E DISPOSIÇÃO DA GRAFITA.....	28
3.5.2	INFLUÊNCIA DO ELEMENTO DE LIGA NA COMPOSIÇÃO QUÍMICA.....	32
3.5.3	A TAXA DE RESFRIAMENTO PARA FERRO FUNDIDO NODULAR.....	35
3.6	O TRATAMENTO TÉRMICO DE AUSTÊMPERA.....	37
3.6.1	A JANELA DE PROCESSO PARA FORMAÇÃO DA AUSFERRITA.....	39
3.6.2	A TRANSFORMAÇÃO E CINÉTICA DE REAÇÃO DA AUSTÊMPERA.....	42
3.6.3	A AUSFERRITA – INFLUÊNCIA NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	47
3.6.4	AUSTENITIZAÇÃO - INFLUÊNCIA NA TEMPERATURA E TEMPO.....	50
3.6.5	O RESFRIAMENTO ISOTÉRMICO PELO PROCESSO AUSTÊMPERA.....	53
3.6.6	A VELOCIDADE DE RESFRIAMENTO NA AUSTEMPERA.....	57
3.6.7	A APLICABILIDADE DA AUSTÊMPERA EM BANHO ZAMAC.....	58
3.7	INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA NA AUSTÊMPERA.....	59
3.8	A COMPOSIÇÃO QUÍMICA E SUA ATUAÇÃO NA AUSTÊMPERA.....	61
3.9	AS VARIAÇÕES IMPOSTAS PELA GEOMETRIA DIMENSIONAL.....	66
4	MATERIAIS & MÉTODOS.....	68
4.1	FLUXOGRAMA DE ATIVIDADES EXPERIMENTAIS.....	68
4.2	MATERIAIS.....	69
4.2.1	FERRO FUNDIDO NODULAR.....	69
4.2.2	MATERIAL ZAMAC.....	70
4.3	MÉTODOS.....	71
4.3.1	EXTRAÇÃO DE CORPOS DE PROVA.....	71
4.3.2	ANÁLISE MICROESTRUTURAL E MECÂNICA DO BRUTO DE FUNDIÇÃO.....	72
4.3.3	DETERMINAÇÃO DA CURVA DE SOLIDIFICAÇÃO DO ZAMAC.....	75
4.3.4	TESTE DE RESFRIAMENTO DO ZAMAC PARA AUSTÊMPERA.....	76
4.3.5	DEFINIÇÃO DOS PARÂMETROS DE TRATAMENTO TÉRMICO.....	77
4.3.6	REALIZAÇÃO DO TRATAMENTO TÉRMICO EM ZAMAC.....	79
4.3.7	ENSAIO DE TRAÇÃO.....	81
4.3.8	ENSAIO DE IMPACTO.....	82
4.3.9	ENSAIO DE DUREZA.....	82
4.3.10	METALOGRAFIA DO COMPONENTE TRATADO.....	83
5	RESULTADOS & DISCUSSÕES.....	84
5.1	RESULTADO DA CURVA DE SOLIDIFICAÇÃO DO ZAMAC.....	84
5.2	RESULTADO DO TESTE DE RESFRIAMENTO DA AUSTÊMPERA.....	85
5.3	RESULTADO DA MICROESTRUTURA ADI OBTIDA PELO TRATAMENTO TÉRMICO.....	86
5.4	RESULTADO DO ENSAIO DE TRAÇÃO.....	90
5.5	RESULTADO DO ENSAIO DE IMPACTO E DUREZA.....	96
6	CONCLUSÃO.....	100
7	PROPOSTA PARA TRABALHOS FUTUROS.....	102
	REFERÊNCIAS.....	103

1 INTRODUÇÃO

O ferro fundido nodular austemperado – ADI, é considerado um material de engenharia relativamente novo e que possui uma excepcional combinação de propriedades mecânicas, as quais são desejadas em uma gama numerosa de aplicações em diversos segmentos da indústria metal-mecânica, agrícola e automotiva. (HAYRYNEN, 2009)

As propriedades diferenciadas do ADI são obtidas através de classes brutas de fundição dentre as quais são submetidas ao tratamento térmico de austêmpera, condição que transfere ao material um diferencial significativo no ganho de propriedades mecânicas se comparado às classes brutas unicamente fundidas. As condições metalúrgicas da composição, fusão e solidificação dos brutos de fundição também comportam variáveis que influenciam o tratamento de austêmpera e desta forma são consideradas de suma importância para a obtenção e desenvolvimento do ADI. (GUESSER, 2009)

Este trabalho tem por objetivo avaliar o comportamento metal-mecânico de um componente em ADI através de experimentos com tratamento térmico por austêmpera em banho metálico fundido em liga Zn-Al-Mg-Cu, também conhecido como ZAMAC.

Porém pelas restrições de processamento e tratamento de resíduos dentre os quais destaca - se o alto impacto poluente dos banhos de sais atualmente empregados neste tipo de processo, o trabalho busca fomentar também, a pesquisa por alternativas de processamento mais “limpas” para a austêmpera, com redução de impacto ambiental no processamento e no tratamento, sendo estas premissas, necessárias no cenário atual que vivemos e vitais para o futuro que entregaremos, no que tange ao equilíbrio entre desenvolvimento e meio ambiente.

Durante a etapa de fusão é de suma importância o controle de composição química, temperatura da carga de metal fundida e da temperatura de vazamento. Os ferros fundidos nodulares austemperados são sensíveis à presença de defeitos, onde a presença da grafita deve ser ressaltada, pois a tenacidade (alongamento, resistência ao impacto) decrescem de forma expressiva com a redução da nodularidade.

Os elementos de liga tais como Mo, Ni, Cr e Cu para o fornecimento da temperabilidade, geram para as propriedades mecânicas, restrições como segregação e formação de carbonetos, fato que condiciona o controle de elementos de liga como premissa importante, e que pode ser minimizada por um processo de inoculação eficiente. No tratamento térmico, busca-se desenvolver a microestrutura Ausferrita, a qual tem a sua formação dependente das variáveis inerentes ao processo térmico de transformação aqui expressos pela temperatura de austenitização, temperatura de austêmpera e tempo de

austêmpera. Os ganhos e perdas nas propriedades mecânicas são basicamente originados na transformação da Austêmpera que acontece em 02 etapas distintas na reação:

- *Estágio I* – Austenita $\gamma(c) \rightarrow \alpha + \gamma (HC) =$ Resistência.
- *Estágio II* – Austenita $\gamma(HC) + \epsilon$ -carbonetos = Fragilidade.

A metodologia utilizada na pesquisa foi utilizada em caráter experimental, com a produção de brutos fundição em composição química específica e determinada por requisitos normativos atuais e reconhecidos para este tipo de material. Corpos de prova foram extraídos e submetidos ao processo de tratamento térmico de austêmpera com meio de resfriamento isotérmico em banho metálico fundido composto por uma liga de Zamac. Após tratamento, os corpos de prova tratados foram submetidos a testes para validação de propriedades mecânicas e estruturais estabelecidas de acordo com requisitos normativos atuais e reconhecidos para este tipo de material.

Como resultado geral, busca-se obter um material com estrutura ausferrítica para o material tratado, associada ao atendimento de propriedades mecânicas e estruturais determinadas por padrões normativos, estabelecendo o Zamac 5 como meio alternativo de austêmpera na obtenção do ADI.

A estrutura do trabalho foi disposta em 07 capítulos distribuídos da seguinte forma: O capítulo 1, representado pela introdução do tema, busca a demonstrar a contextualização da proposta no que tange à importância e distinção da pesquisa. O capítulo 2, busca realçar os objetivos propostos para dimensionamento do trabalho assim como seus limites de atuação. No capítulo 3, desenvolve-se a pesquisa de literatura do tema para consolidação dos conceitos e de argumentação técnica para o desenvolvimento dos experimentos. No capítulo 4, definem-se os materiais e métodos a serem utilizados na execução dos experimentos de processamento e de confirmação ao tema da pesquisa. Em seguimento, no capítulo 5, os resultados dos experimentos são tabulados e analisados criticamente frente às especificações determinadas pelas normas aplicáveis ao tema. No capítulo 6 são construídas as conclusões mediante a análise crítica de resultados e suas variações quando aplicáveis e identificadas nos resultados obtidos. E finalizando, no capítulo 7, são mencionadas propostas para trabalhos futuros de melhoria de resultados e/ ou desenvolvimento de novas seções de estudo do tema principal proposto com intuito à continuidade e aprimoramento da pesquisa a outros propósitos específicos ou gerais.

2 OBJETIVOS

O objetivo deste trabalho é verificar a aplicabilidade de utilização de uma liga de Zamac 5, como meio de resfriamento em tratamento experimental de austêmpera para um ferro fundido nodular ligado. De forma mais específica este trabalho prioriza os seguintes itens:

1. Avaliar e realizar tratamento térmico experimental com aplicação de austêmpera em banho metálico Zamac para definir os tempos e temperaturas adequadas para obtenção do ADI;
2. Realizar o comparativo do comportamento mecânico por meio da realização dos ensaios de tração, dureza e impacto para o material tratado termicamente em diferentes ciclos térmicos;
3. Relacionar as propriedades mecânicas da liga tratada em diferentes ciclos com as microestruturas encontradas de acordo com as condições aplicadas de tempo de austêmpera e temperatura de austenitização;

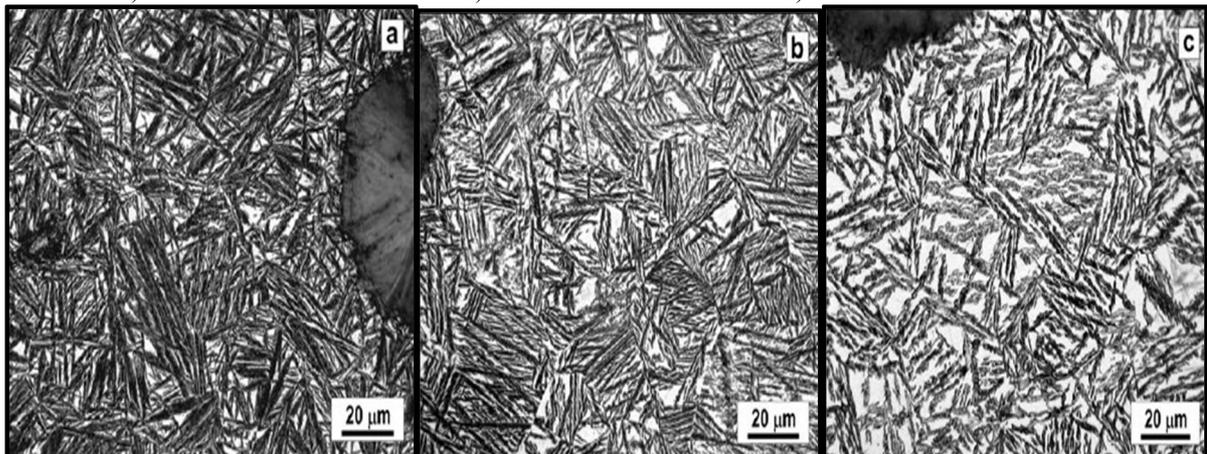
3 REVISÃO DE LITERATURA

3.1 HISTÓRICO DO FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO – ADI

O ferro fundido nodular austemperado referenciado pela sigla ADI (em inglês Austempered Ductile Iron) se apresenta como um material que combina a resistência mecânica, a resistência ao desgaste, a tenacidade e a resistência à fadiga em condições apropriadas que lhe conferem um status diferenciado e tornando o mesmo uma opção extremamente interessante no que abrange o grande número de aplicações de engenharia, principalmente na área automobilística. As propriedades anteriormente referenciadas são desenvolvidas em função da microestrutura originada pelo tratamento térmico de austêmpera (COLPAERT, 2008). O alto teor de silício encontrado no ferro fundido nodular atrasa a formação de carbonetos durante a aplicação da austêmpera (COLPAERT, 2008).

Existem questionamentos em relação à aplicação técnica da terminologia “bainita” quando esta é relacionada à microestrutura característica do ADI. De acordo com estudos realizados (GUESSER, 2009), a microestrutura resultante da austêmpera consiste em uma mistura fina de ferrita e de austenita estabilizada para qual determinou - se a terminologia “Ausferrita”. De acordo com (KOVACS, 1986) a terminologia ausferrita, representa a identificação de uma microestrutura composta por ferrita acicular e austenita de alto carbono.

Figura 01 – Microestruturas típicas do ferro fundido nodular austemperado em diferentes temperaturas
a) 280°C /3h b) 350°C/3 h c) 400°C/3 h



Fonte: (RAJNOVIC.D, OLIVERA.E, 2012).

A Figura 01 demonstra estruturas ausferríticas resultantes do tratamento térmico de austêmpera realizado em diferentes temperaturas e mantendo-se o mesmo intervalo de tempo.

Tabela 01 - Linha Cronológica de evolução do Ferro Fundido Nodular Austemperado - ADI

Ano	Localidade	Ações da pesquisa e desenvolvimento científico
1933	Inglaterra	Desenvolvimento do processo de austêmpera por Bain e colaboradores.
1940	Inglaterra	Realização de testes de aplicação da austêmpera em ferro fundido cinzento por Flynn e colaboradores.
1948	Inglaterra	Desenvolvimento do ferro fundido nodular em pesquisa da companhia British Casting Iron Research - BCIRA.
1951	Alemanha	Primeira referência documentada do ferro nodular austemperado por Von Hummel e colaboradores . A General Motors Company realiza a 1ª aplicação automotiva de componentes fabricados em ADI.
1970	Estados Unidos	Inicia a manufatura em escala comercial de componentes em ADI .
1972	Estados Unidos	É intensificada a pesquisa sobre o ADI em caráter global.
1980	Estados Unidos	A ASTM publica a 1ª referência normativa para o ADI através da norma ASTM.
1990	Estados Unidos	A primeira versão normativa europeia para o ADI é criada a partir da norma EN1564.
1997	Inglaterra	Nova revisão normativa, indicando a norma ASTM A897/A897M como representação normativa oficial ao ADI.
2003	Estados Unidos	

Fonte: (HAYRINEN, 2002 – Adaptado).

A Tabela 01 informa a linha cronológica de evolução do ferro fundido nodular austemperado, que inicia-se no ano 1933 e referencia as datas, localizações e ações realizadas no desenvolvimento e normatização do material ADI ao longo do tempo.

Tabela 02- Propriedades mecânicas mínimas especificadas para ensaio de tração e de impacto para ferros fundidos nodulares austemperados conforme norma ASTM A897/ASTM897M.

Grau ASTM A897/A897M	Limite de Ruptura (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Tenacidade (Impacto, J)	Dureza (Brinell, HB)
1	850	550	10	100	302
2	1050	700	7	80	340
3	1200	850	4	60	387
4	1400	1100	1	35	418
5	1600	1300	-	-	460

Fonte: (Norma ASTM A 897/A897M).

A Tabela 02 corresponde a normatização final estabelecida pelo organismo ASTM, determinando a especificação ASTM A897/A897M como referência normativa para o desenvolvimento do material ferro fundido nodular austemperado – ADI em suas classes de aplicação funcional.

3.2 APLICABILIDADE DO ADI

A combinação de propriedades superiores tem propiciado ao ferro fundido nodular austemperado – ADI, a projeção deste material a uma nova classe de ferros fundidos. Em um período de aproximadamente vinte anos, é possível acompanhar a evolução deste material de uma condição experimental para uma alternativa competitiva e tecnológica para diversas aplicações. (HAYRYNEN e KEOUGH, 2014)

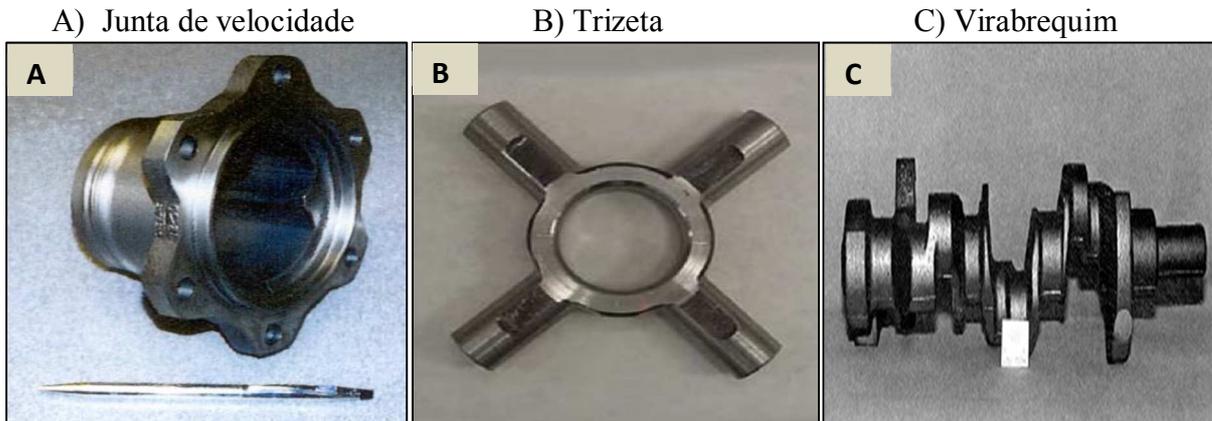
Através de sua versátil utilização, podemos encontrar suas aplicações industriais em áreas como: automotiva, metalmecânica, agrícola, construção civil, ferroviária e militar com fabricação de peças diversas como mostrado na Tabela 03 e suas aplicações reais como demonstrado na Figura 02 (HAYRYNEN e KEOUGH, 2014).

Tabela 03 - Exemplos de aplicação de ADI por área de atuação

Classificação	Peças
Indústria Automotiva	Virabrequins, Eixo-comando, Engrenagem-sincronizado Bracos de suspensão, Engrenagens diferenciais, Juntas universais, componentes freios, juntas esféricas dentadas, componentes de bomba, suporte de fixação de motor, alojamento de engrenagens, suporte de eixos, hastes de conexão, braços de deslocamento.
Construção & Indústria	Suporte de feixe de molas, suporte de assento, dentes de escavadora, terminais, resfriadores, componentes estruturais dentados, conectores, placas de trilhos, sapatas de trilhos, limitadores de conexão, engrenagens, sapatas de neve, caixas de escavadoras – transmissão, encaixes de grades prisionais, saída de eixo para misturadores.
Agricultura	Pontos de arado, formões, Pontos de plantio, foices, guarda de equipamento, haste direção, corpo de embreagem, engates, pinos, bicos de aplicação fertilizante, braços de movimentação, descanso de componentes de movimentação.
Ferrovário	Rodas, partes de suspensão, tampas, sapatas, barras de engate, junções
Militar	Equipamentos de artilharia, sapatas, componentes de caminhão, componentes de outros veículos leves

Fonte: (TANAKA; KAGE, 1992)

Figura 02 - Aplicação Automotiva de componente fabricados em ferro fundido nodular – ADI



Fonte: (HAYRYNEN e KEOUGH, 2014).

A Figura 02 demonstra na seção A, uma junta de velocidade, um componente mecânico de transmissão de força que permite um movimento igual pela parte condutora em relação à conduzida. Já na seção B, a trizeta é um componente mecânico com a função promover a transmissão de torque do câmbio para o eixo homocinético e por fim na seção C, o componente representado é o virabrequim, peça responsável em realizar o movimento sincronizado dos pistões em motores de combustão interna.

As razões que impulsionam o desenvolvimento e utilização do ADI como material de engenharia é sustentada por duas premissas vitais:

- I. A redução de custos de manufatura pela reposição ou substituição de peças de aço por ferro fundido nodular austemperado em função de propriedades diferenciadas a um custo agregado menor. A substituição de materiais como aços forjados e ferros fundidos nodulares comuns se dá pela ampla faixa de propriedades mecânicas disponibilizadas pelo ferro fundido nodular austemperado - ADI (VACARI, 1990).
- II. A redução de peso e dimensões da peça fabricada em ferro fundido nodular austemperado. (TANAKA; KAGE, 1992).

Em seguimento a estas 02 premissas, considera-se a ênfase de “manufaturabilidade” pela redução de etapas de produção, adequação de sobremetal para aplicação final, melhoria da usinabilidade, reutilização de materiais, redução de custos de aquisição de matéria prima por tamanho de lote, redução de custo de ferramental. (HAYRYNEN; KEOUGH et al , 2010).

Do ponto de vista econômico, o ADI proporciona um menor custo de matéria prima, ferramentais de fundição e de energia empregada pelo processo de obtenção do ferro fundido

quando comparado ao processo de aços forjados tratados termicamente, além dos custos associados aos ferramentais de forjamento. Pelo custo de matéria prima, cabe salientar que, a aproximação de dimensional proporcionada pela fundição, gera produtos mais próximos de dimensões finais com custos menores pela redução deste sobremetal. (VACARI, 1990).

Figura 03 - Melhorias em componentes mecânicos na substituição do processo de forjamento pelo processo de ferro fundido nodular ADI.



Fonte: (HAYRYNEN, KEOUGH e outros, 2010).

A Figura 03 demonstra a comparação da quantidade de material gerado pela usinagem de um mesmo componente fabricado em material forjado e em material fundido. A peça em ferro fundido austemperado possibilita sobremetal próximo às dimensões finais da aplicação, possibilitando menor consumo de matéria prima e menor tempo de usinagem, contribuindo para um menor custo de fabricação.

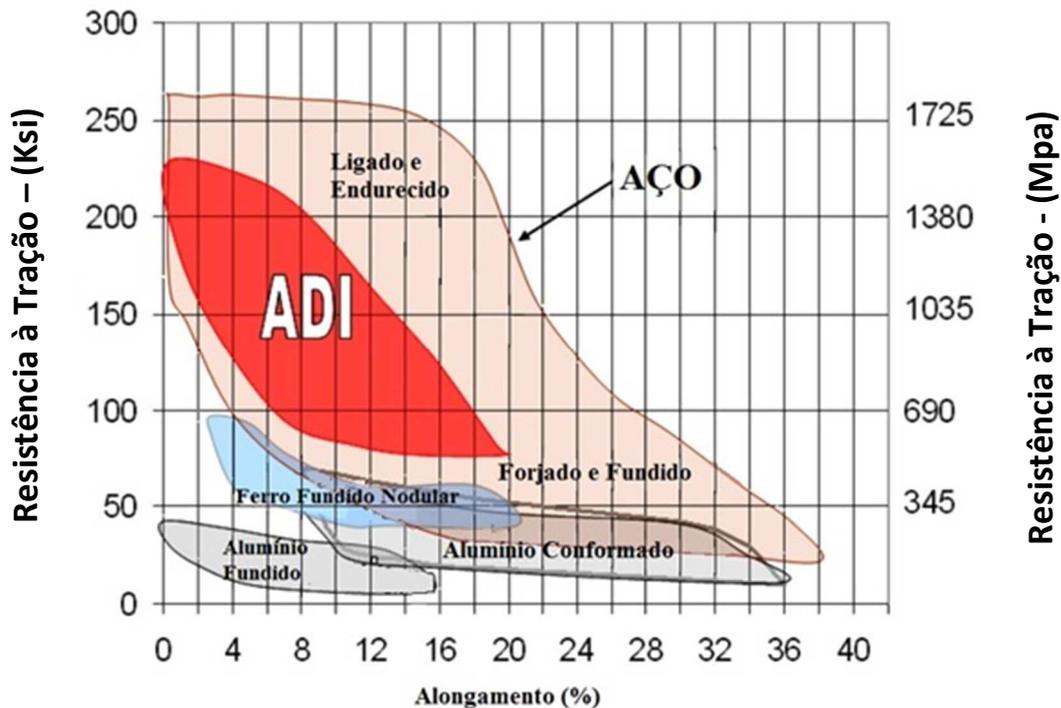
3.3 GANHOS NO EMPREGO DO ADI

Em função de seu arranjo micro estrutural, o ADI oferece valores superiores para à resistência mecânica, resistência ao desgaste, resistência ao impacto e ductilidade com valores que o colocam como um material diferenciado em relação aos demais ferros fundidos, forjados de baixa resistência e o alumínio. (HAYRYNEN; KEOUGH et al, 2010).

Em comparação com outras aplicações em materiais similares, o ADI apresenta ganhos significativos e tecnicamente vantajosos em sua aplicação. Para valores específicos de resistência já foram verificados resultados de ductilidade que superam em até cinco vezes a

ductilidade de uma liga nodular comum utilizada em aplicações agrícolas. A Figura 04 demonstra o desempenho do ADI em resistência máxima de tração e de % de alongamento quando comparado à outros materiais. (HAYRYNEN; KEOUGH et al, 2010).

Figura 04 - Alongamento e Resistência do ADI em relação à outros materiais.



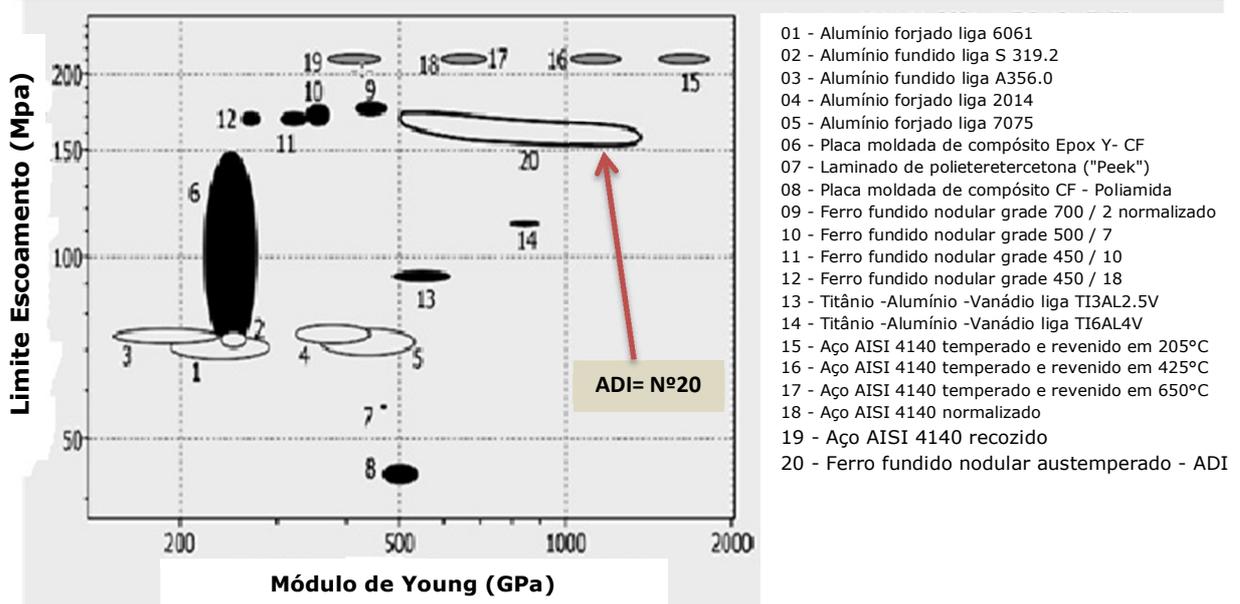
Fonte: (HAYRYNEN, KEOUGH e outros, 2010).

A Figura 04 demonstra o desempenho de atuação do ADI com relação aos materiais metálicos relacionados. A propriedade mecânica avaliada é a resistência à tração. Ressalta-se a possibilidade de emprego do ADI em substituição a materiais tradicionais como o aço em forjado bruto ou ligado e tratado termicamente. Observa-se também atenção para limites de alongamento relacionados ao ADI, restringindo-se ao limite de 20%.

Uma das características do ADI é o fato deste material apresentar densidade na ordem aproximada de 10% menor que aços convencionais direcionados para as mesmas aplicações. A relação de peso x resistência torna o ADI competitivo inclusive para materiais leves como o alumínio e/ou para aços forjados termicamente tratados. A redução de peso e de dimensões de um produto é uma tendência do desenvolvimento de materiais e que está diretamente relacionada à rigidez do material, onde efeitos indesejáveis como ruído e vibração podem ser restrições de utilização. Em relação à capacidade de amortecer contatos e reduzir ruídos, o ADI por sua vez, destaca-se em possuir duas vezes a rigidez do alumínio e até três vezes resistência mecânica deste mesmo material. (HAYRYNEN; KEOUGH; et al, 2010)

Para o amortecimento, utilizando-se o exemplo de contato de dentes de engrenagem, o ADI possui módulo de elasticidade (Módulo de Young) menor, fator que lhe permite gerar um efeito de amortecimento durante o contato e aplicação de carga pontual. Este efeito é gerado pela conformação elástica que ocorre no contato permitindo de maneira mais uniforme e equilibrada a distribuição da força no dente da engrenagem. (HAYRYNEN; KEOUGH, et al 2010). A figura 05 demonstra o desempenho do módulo de Young, estabelecendo a condição de rigidez de um material ADI em relação a outros materiais.

Figura 05 - Rigidez do ADI demonstrada pelo Módulo de Young em relação a outros materiais metálicos.



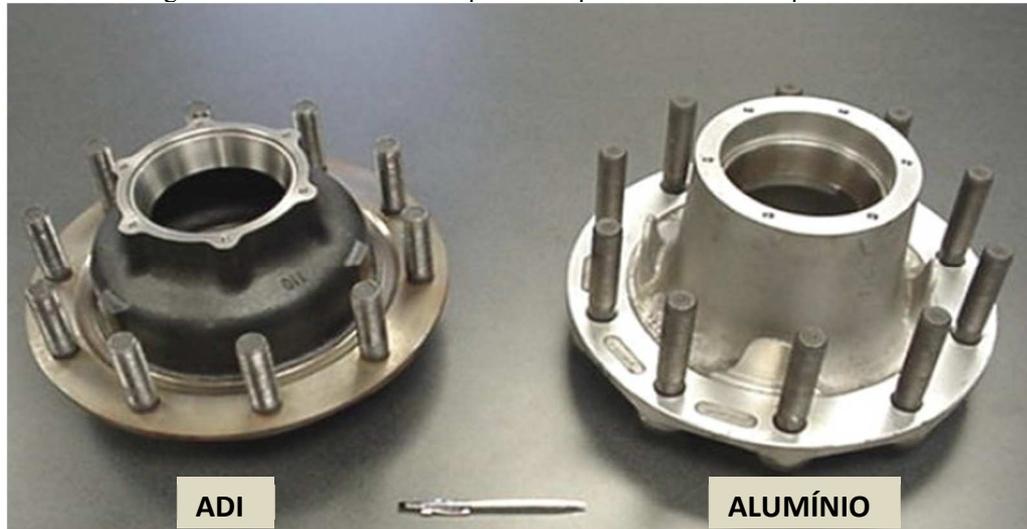
Fonte: (HAYRYNEN, KEOUGH et al, 2010)

A Figura 05 demonstra a possibilidade de atuação do ADI com relação aos materiais metálicos relacionados. A propriedade mecânica avaliada é o módulo de Young que representa a rigidez do material ou limite máximo de resistência elástica. Com aplicação do ADI é possível atingir em torno de 1700 GPa em Módulo de Young e limite de escoamento entre 500 e 1600 Mpa.

Do ponto de vista econômico, o ADI proporciona um menor custo de matéria prima pela aproximação de sobremetal pelos ferramentais de fundição e de energia utilizada pelo processo de obtenção do ferro fundido, quando comparado ao processo de aços forjados. A grafita esferoidal presente no ADI, permite a uma boa usinabilidade na etapa que antecede a austêmpera, proporcionando um menor consumo de ferramentais pela realização da usinagem

na condição bruta - não tratada proporcionando assim o aumento da vida útil dos consumíveis utilizados no processo (VACARI, 1990).

Figura 06 - Melhorias em componentes quando substituídos pelo ADI.

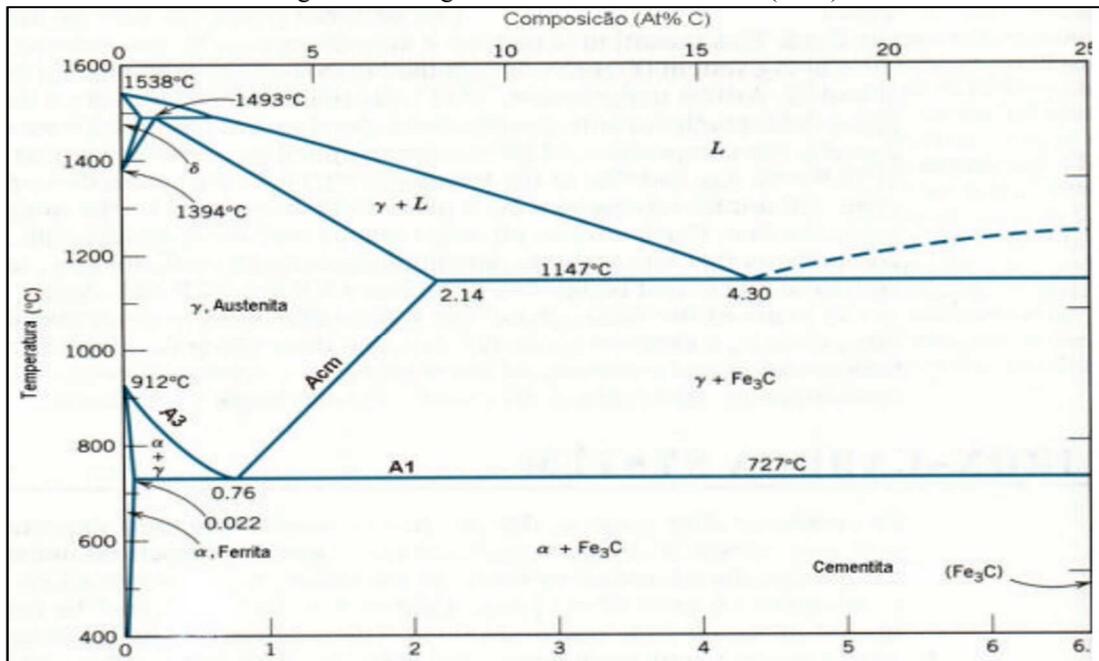


Fonte: (HAYRYNEN, KEOUGH e outros, 2010)

A Figura 06 demonstra a substituição de um componente automotivo conhecido como cubo de roda e com aplicação em veículos de carga. A substituição pelo componente em ADI para a mesma aplicação resultou em redução de dimensões e peso. As variações de espessura no topo da peça demonstram as reduções de material que refletem no peso da peça. Com relação às propriedades mecânicas citadas anteriormente, o ADI supera as ligas de alumínio em praticamente todas as faixas de especificação.

3.4 O FERRO FUNDIDO NODULAR, A ORIGEM DE PROCESSO DO ADI

Os ferros fundidos constituem uma classe de ligas ferrosas que possuem teores de carbono com valores acima de 2,14%. Entretanto, de modo geral, os ferros fundidos se apresentam com percentuais de carbono em um intervalo entre 3% e 4,5% para o qual também são identificados elementos de liga. Através do diagrama de fases do Ferro – Cementita (Fe – Fe₃C) contido na Figura 07 é possível visualizar que, as ligas inseridas nesta faixa de composição, se tornam totalmente líquidas em temperaturas entre 1150°C e 1300°C. (CALLISTER, 2002)

Figura 07 - Diagrama de Ferro – Cementita – (Fe_3C)

Fonte: (CALLISTER, 2002).

A Figura 07, demonstra a visualização do diagrama de fase para o ferro – carbono onde a tendência para formar a grafita é regida pela composição química e pela taxa de resfriamento. Alguns elementos de liga presentes como o Silício (Si), promovem a formação da grafita quando se encontram dispostos em teores maiores que 1%. As condições de resfriamento em velocidade mais lenta favorecem a grafitização. (CALLISTER, 2002).

Os ferros fundidos que apresentam a grafita em sua estrutura são considerados de maior importância para aplicação e tecnologia. Ela pode estar presente em forma de lamelas (ferro fundido lamelar e/ou cinzento) ou em veios compactados (ferro fundido vermicular e/ou compactado) ou em esferas (ferro fundido esferoidal ou nodular). Estas características morfológicas são originadas durante solidificação através do processo de inoculação que consiste basicamente, da adição de quantidades específicas de compostos químicos nomeados inoculantes antes do início da solidificação. Estes inoculantes atuam como elementos grafitizantes e promovem a formação da grafita. Os grafitizantes (inoculantes) mais utilizados são constituídos por Fe-Si. (VIEIRA & BALDAM, 2013).

Para o ferro fundido nodular ou esferoidal, é realizado uma etapa adicional de processo que visa alterar geometria de crescimento da grafita tendo como objetivo a formação de nódulos (esferas). Este processo é intitulado como nodularização ou esferoidização e acontece em etapa anterior à inoculação com adição de elementos químicos conhecidos como nodularizantes.

De acordo com exposto em (GUESSER, 2009), as propriedades mecânicas são influenciadas por estas variáveis do material-base, estando o ADI sensível a variações principalmente da forma de grafita, onde são identificadas reduções consideráveis para a tenacidade (alongamento, resistência ao impacto) oriundas da redução da nodularidade onde a composição química, por intermédio dos elementos de liga, pode gerar efeitos indesejáveis como a segregação de impurezas e formação de carbonetos. As especificações sugeridas para um material base seguem conforme Tabela 04.

Tabela 04 – Especificações (sugeridas) para liga nodular base para aplicação do ADI

Variável	Especificação
Nodularidade	85% Mínimo
Contagem de nódulos	Mínimo 100 nódulos/mm ² - com distribuição uniforme
Carbono Equivalente - (CE=% C+1,3% Si)	Carbono Equivalente - (CE=% C+1,3% Si)
Espessura Seção	Faixa CE, cfe Espessura de Seção
0 a 13mm - (1)	(1) = 4,4 – 4,6
x>13 e x< 51mm - (2)	(2) = 4,3 – 4,6
x > 51mm - (3)	(3) = 4,3 – 4,5
Composição Química	Tolerâncias sugeridas
C – Carbono	3,6% ± 0,20%
Si – Silício	2,5% ± 0,20%
Mg – Magnésio	(% S x 0,76) + (0,025%) ± 0,005%
Mn – Manganês	
Seção Máxima>13mm (A)	0,35% ± 0,05% - Máximo - (A)
Seção Máxima<13mm (B)	0,60% ± 0,05% - Máximo - (B)
Cu – Cobre	0,80% ± 0,05% - Máximo (se necessário)
Ní – Níquel	2% ± 0,10% - Máximo (se necessário)
Mo- Molibdênio	0,30% ± 0,03% - Máximo (se necessário)
Sn – Estanho	0,02% 0,003% - Máximo (se necessário)
Sb – Antimônio	0,002% ± 0,0003% - Máximo (se necessário)
P – Fósforo	0,04% - Máximo
S – Enxofre	0,02% - Máximo
O – Oxigênio	50 ppm – Máximo
Cr – Cromo	0,10% - Máximo
Ti – Titânio	0,04% - Máximo
V – Vanádio	0,10% - Máximo
Al – Alumínio	0,05% - Máximo

Fonte: (HAYRYNEN, KEOUGH et al, 2010 – Adaptado).

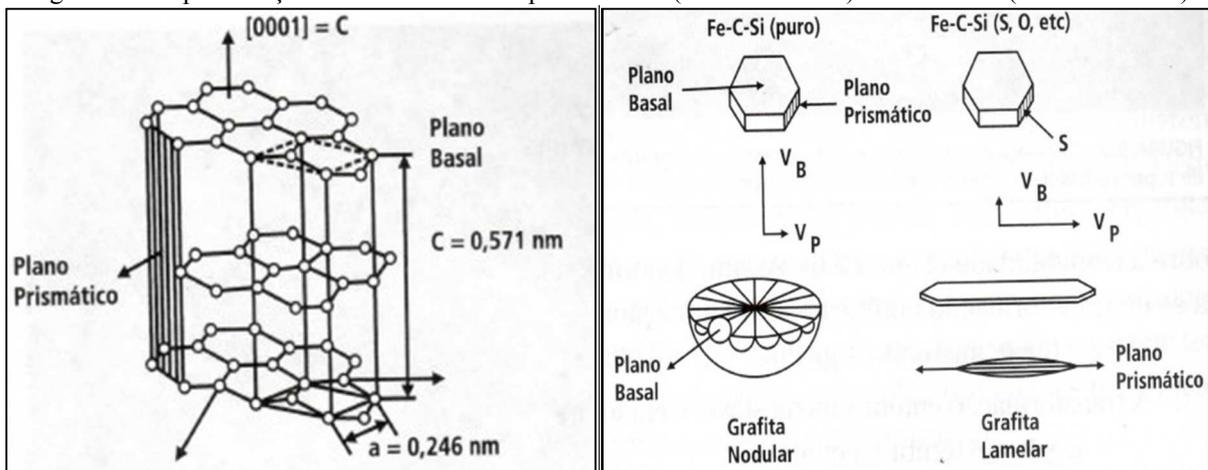
A Tabela 04 informa as especificações de engenharia para o ferro fundido nodular bruto de fusão para aplicação do processo de austêmpera para criação do ADI. A especificação deve ser analisada criticamente pelo fabricante e em conjunto com seu cliente final. Ajustes de entrega devem ser pré-acordados entre as partes interessadas ao processo ADI, pois variações no material base não serão corrigidas no tratamento térmico posterior.

3.5 O PROCESSO DE NODULARIZAÇÃO E INOCULAÇÃO

Conforme (VIEIRA & BALDAM, 2013), o processo de nodularização consiste em uma etapa anterior à inoculação. A função primária no processo de nodularização consiste em manter a geometria da grafita no formato esferoide evitando sua alteração para a forma lamelar. No processo de esferoidização do metal base (nodularização) são adicionados no banho metálico, elementos químicos identificados como nodularizantes.

O nodularizante atua sobre alguns elementos que são considerados “barreiras” à formação da grafita nodular, como o enxofre (S) e o oxigênio (O) e que se encontram presentes no banho fundido, onde estes elementos tensoativos, impõem tensões menores em direções específicas de crescimento da grafita em sua interface com o metal líquido. De acordo com Guessser, a grafita depende da velocidade de crescimento nas direções do plano basal ou do plano prismático, definindo assim a forma nodular (esferas) ou lamelar (lamelas) respectivamente. (GUESSER, 2009).

Figura 08 - Representação de crescimento dos planos Basal (Grafita nodular) e Prismático (Grafita lamelar).



Fonte: (GUESSER, 2009)

A Figura 08 representa as condições para crescimento da grafita no plano basal e prismático. Os elementos tensoativos demonstram uma tendência de adsorção direcionada ao plano prismático, onde esta condição reduz a energia de interface envolvida e que por sua vez, alcança valores menores que o plano basal, favorecendo o crescimento da grafita lamelar.

Nota-se que para alterar a direção de crescimento para o plano basal e por consequência, favorecer o crescimento da grafita nodular (nódulos), utiliza-se o tratamento de nodularização, principalmente com o emprego do magnésio (Mg). Este elemento químico desenvolve forte ação desoxidante e dessulfurante, com atuação de remoção de oxigênio (O) e enxofre (S),

onde esta remoção favorece o crescimento da grafita pelo plano basal, pois ocorre redução da energia interfacial neste plano, restringindo o crescimento para o plano prismático (grafita lamelar) de acordo com (GUESSER, 2009).

De acordo com publicação referenciada em (ASM HANDBOOK, 2008), o processo de inoculação é definido como uma etapa de adição de ligas contendo silício ao banho metálico e assim, produzir alterações na distribuição de grafita, melhorar propriedades mecânicas e reduzir a tendência ao super – resfriamento (ΔT). O principal propósito deste processo é adiantar e aumentar a precipitação de núcleos de grafita no banho fundido durante a solidificação eutética, permitindo assim, uma quantidade pequena de núcleos formados durante o resfriamento. Com a redução do super-resfriamento (ΔT), também se reduz a possibilidade de formação de carbonetos de origem eutética e / ou o ferro fundido branco.

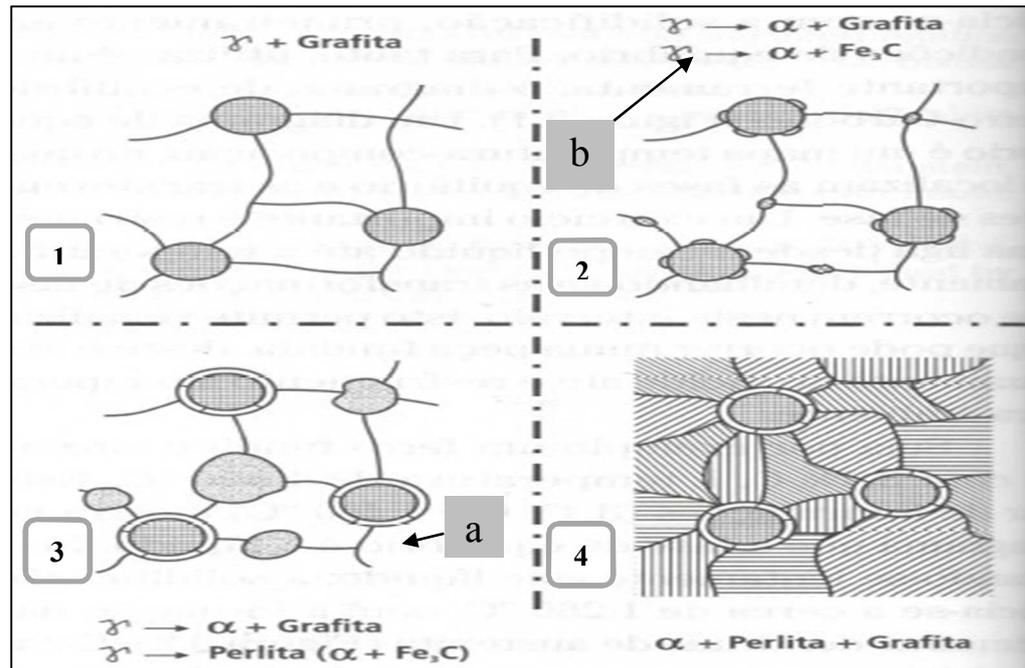
Conforme descrito por Vieira & Baldam, o processo de inoculação proporciona o aumento do número de células eutéticas, reduz o super-resfriamento (ΔT) e a velocidade de crescimento destas células eutéticas impactando também, a morfologia das dendritas pró-eutéticas da austenita. (VIEIRA & BALDAM, 2013).

Para Guesser, os ferros fundidos apresentam uma variável adicional que consiste na formação de cementita, fator que pode estar suscetível pela nucleação em temperatura eutética metaestável ($L \rightarrow$ austenita+cementita) ao invés da nucleação em temperatura eutética estável ($L \rightarrow$ austenita+grafita). A variação entre estas duas faixas de temperatura (em torno de 7°C , podendo ser elevada para 35°C , pela ação do silício na inoculação) mas também pode ser influenciada por outros elementos de liga, onde os mesmos podem aumentar ou reduzir a diferença entre as respectivas faixas de temperatura, fato que caracteriza estes elementos como formadores de grafita (aumentam ΔT) e formadores de carboneto (reduzem ΔT). (GUESSER, 2009).

Desta forma subentende-se que a solidificação consiste um processo alteração de fases que gera o afastamento das condições de equilíbrio para que a transformação ocorra e se mantenha através do gasto de energia gerado pelo processo de nucleação. Estes gastos são compensados pela energia gerada das reações químicas da transformação, a qual aumenta com o afastamento da condição de equilíbrio. (ASM HANDBOOK, 2008)

Segundo descrito por (GUESSER, 2009) verifica-se que a inoculação reduz o afastamento do equilíbrio (super-resfriamento) assim reduzindo o risco do líquido manter sua temperatura abaixo da temperatura metaestável (e por consequência, formar a cementita).

Figura 09 - Reação eutética estável (a) e metaestável (b) e suas respectivas microestruturas durante a evolução da solidificação (1/2/3/4)



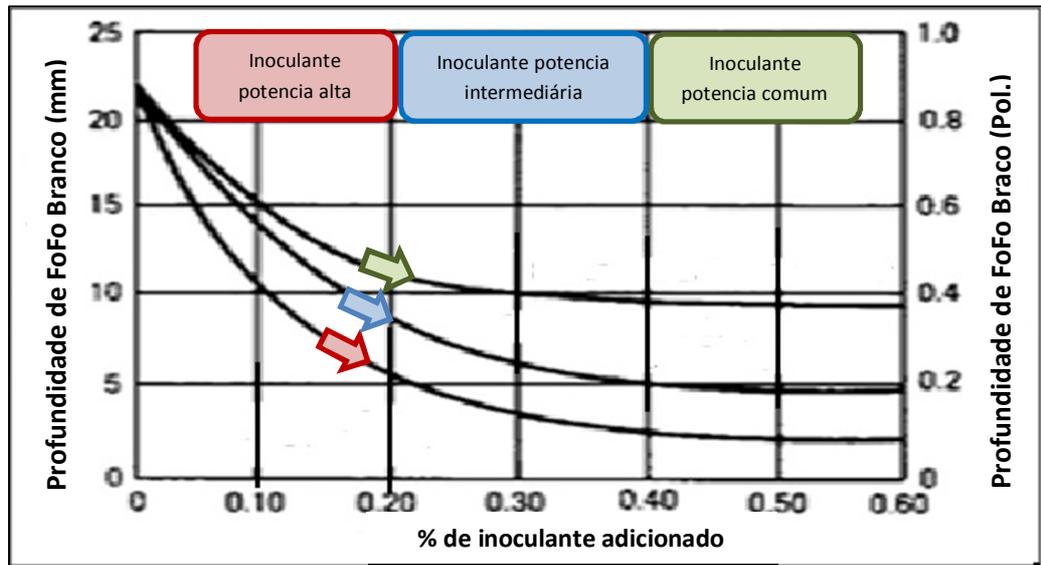
Fonte: (GUESSER, 2009)

A Figura 09 demonstra a evolução da reação eutética estável e metaestável e suas respectivas microestruturas durante o avanço da solidificação.

De acordo com publicação referenciada em (ASM HANDBOOK, 2008), a inoculação também previne o super - resfriamento principalmente, em espessuras menores que representam regiões com maior velocidade de extração de calor reduzindo o risco de formação de ferro fundido branco. O mecanismo da inoculação gera elevação no número de células eutéticas, reduzindo a velocidade de crescimento. O processo aumenta o poder nucleante do banho e reduz a velocidade de extração de calor.

Os inoculantes mais utilizados são ferro-ligas na composição de Fe – Si na ordem de 50 – 75% em massa mas, que também podem conter Sr, Ba ou Ce. As quantidades de Fe-Si são recomendadas na ordem de 0,5 a 1% em massa da carga fundida e os inoculantes que contém adicionais de Sr, Ba ou Ce, recomenda-se quantidades em torno de 0,3 a 0,6%. Recomenda-se que a inoculação para ferro fundido nodular seja realizada em etapa posterior ao processo de nodularização, com adição de inoculante ao banho metálico já transferido do forno de fusão para panela de tratamento.

Figura 10 - Profundidade de camada de ferro branco/mesclado "Chill" gerada através da quantidade inoculante utilizado por categoria de inoculante



Fonte: (ASM Handbook , 2008) - Adaptado.

A Figura 10 demonstra que, a utilização de diferentes tipos de inoculante em mesma quantidade proporcionam diferentes espessuras de camada de ferro branco durante a solidificação. Inoculantes de alta potência apresentam além do ferro – silício, outros elementos de liga com alto poder grafitizante como bário, estrôncio e zircônio em sua composição, a qual deve ser analisada em seus percentuais, prevendo as reações para o processo posterior de modularização.

Alguns parâmetros do processo devem ter atenção especial pelos efeitos indesejáveis que os mesmos podem originar. Como exemplo podemos mencionar a perda de eficiência do inoculante, efeito gerado pelo excessivo tempo de solidificação e que favorece ao superresfriamento, redução de células eutéticas e formação de carbonetos.(ASM HANDBOOK, 2008)

A temperatura elevada de banho e o tempo de permanência nestas temperaturas resultam uma condição superresfriamento maior, conduzindo a solidificação a ocorrer em condição metaestável. Por fim, a granulometria do inoculante deve ser preparada a um tamanho para garanta rápida dissolução.(ASM HANDBOOK, 2008)

3.5.1 A MORFOLOGIA E DISPOSIÇÃO DA GRAFITA

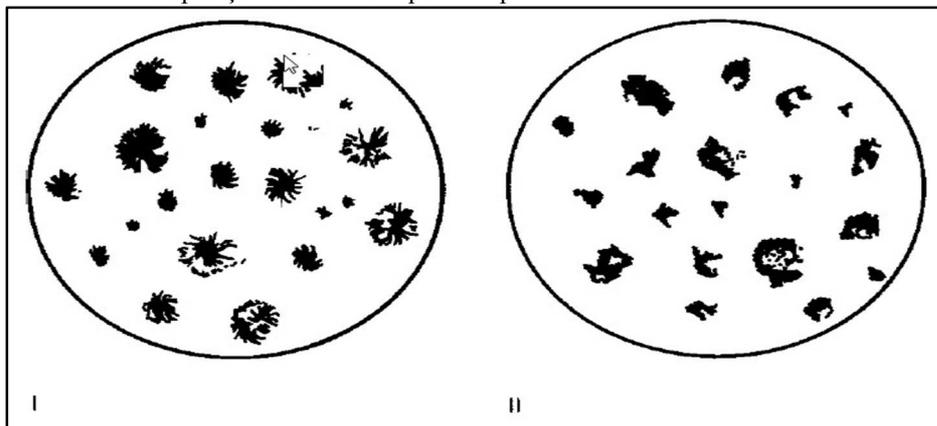
De acordo com publicação em Colpaert, os fenômenos de nucleação tem vital importância para o atendimento de propriedades mecânicas no ferro fundido nodular, contudo, estudos

indicam que existem outros fenômenos que agem em regiões superficiais seriam verdadeiramente os responsáveis pelo controle da morfologia durante a solidificação da grafita. (COLPAERT, 2008). Como mencionado anteriormente, os elementos químicos como oxigênio, enxofre e telúrio, demonstram efeito tensoativo no ferro, favorecendo o crescimento da grafita pelo plano prismático e por consequência favorecendo a formação da grafita lamelar. Esta condição também é mencionada por outros autores (GUESSER, 2009).

Conforme Colpaert, este tipo de reação nos fornece dados para entender alguns fenômenos como a perda de efeito de um nodularizante (efeito de “fading”) ou a solidificação com forma nodular direta, para ferros fundidos tratados sob regime de vácuo o qual gera a extração de oxigênio e enxofre. Ressalta-se ainda que a grafita nodular seria então, proveniente da solidificação normal e que a grafita lamelar teria sua origem expressa pela ação de impurezas e suas forças tensoativas. (COLPAERT, 2008).

Para os ferros fundidos nodulares, conforme norma ASTM A247, a forma da grafita deve ser em nódulos preferencialmente com disposição Tipo I, porém a norma ASTM permite também o Tipo II mas adverte sobre pequenas variações atreladas às propriedades mecânicas. Os Tipos III, IV, V e VI representam morfologias degradadas às quais não são aceitas para o ferro fundido nodular de base. (ASTM A247, 2016).

Figura 11 - Disposição e Morfologia da grafita aceitável para ferro fundido nodular
disposição de Grafita Tipo I e Tipo II

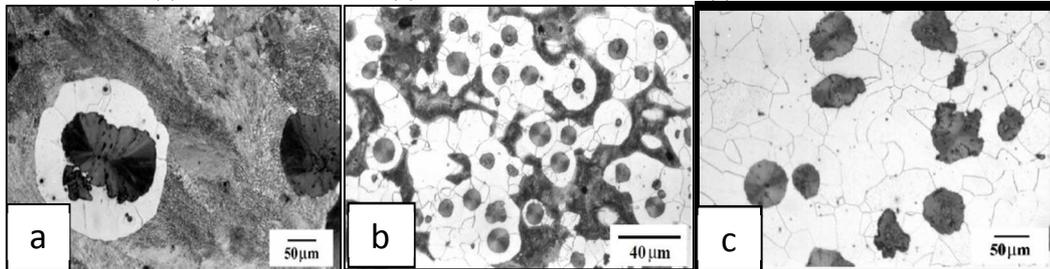


Fonte: Norma (ASTM A247, 2016)

A Figura 11 demonstra as grafitas tipo I & II definidas pela norma ASTM A247, como as morfologias aceitáveis e corretas a serem utilizadas em diversas aplicações do ferro fundido nodular sem tratamento. A matriz do material usualmente se apresenta na condição perlítica, mas podem ocorrer alterações que conduzem para outras estruturas que podem ser

compostas por um arranjo de matrizes perlíticas e ferríticas ou ainda apresentar somente a estrutura ferrítica.

Figura 12 - Tipos de matriz – Com base dispostas para a grafita nodular
(a) Matriz Perlítica; (b) Matriz Perlítica/Ferrítica; (c) Matriz Ferrítica;

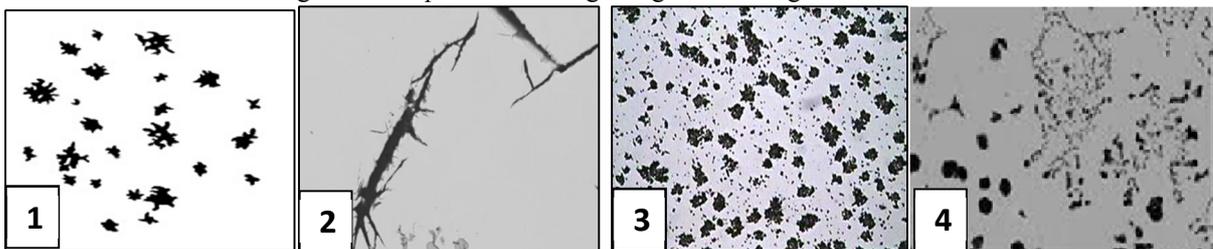


Fonte: (YESCAS, 2001)

A Figura 12 representa as matrizes nodulares possíveis; na seção (a), uma matriz essencialmente com malha perlítica, na seção (b), uma matriz composta por duas estruturas distintas em uma condição perlítica (parte escura) e outra condição ferrítica (parte clara). Na seção (c) a matriz é predominantemente ferrítica.

Com relação a defeitos, também é importante ressaltar que a matriz do ferro fundido nodular pode apresentar imperfeições na microestrutura. Conforme publicação realizada por Pieske & Guessser, estes defeitos têm origem na solidificação e se apresentam através da degeneração da grafita e pela formação de carbonetos eutéticos. Para os defeitos relacionados como degeneração da grafita, pode se relacionar de acordo a formação de defeitos tais como:

Figura 13 - Tipos de morfologia degenerada da grafita nodular



Fonte: (PIESKE A; GUESSER L.1990) – Adaptado.

A Figura 13 representa pelas seções 1, 2, 3 e 4, os defeitos do ferro fundido nodular sem tratamento e suas possíveis influências descritas por Pieske e Guessser.

Seção 1 – Nódulos irregulares, ocasionados por teores residuais do nodularizante que se encontram muito próximos dos valores mínimos ($Mg < 0,032\%$ ou $Ce < 0,020\%$ especificados para formação de grafita esferoidal perfeita. Outras variáveis podem contribuir

como: baixo carbono equivalente, inoculação deficiente, material grafitizante inadequado em forma e composição, alta temperatura do banho, intervalo excessivo de tempo entre inoculação e solidificação, baixa velocidade de resfriamento e baixa velocidade de extração de calor do molde. (PIESKE & GUESSER,1990).

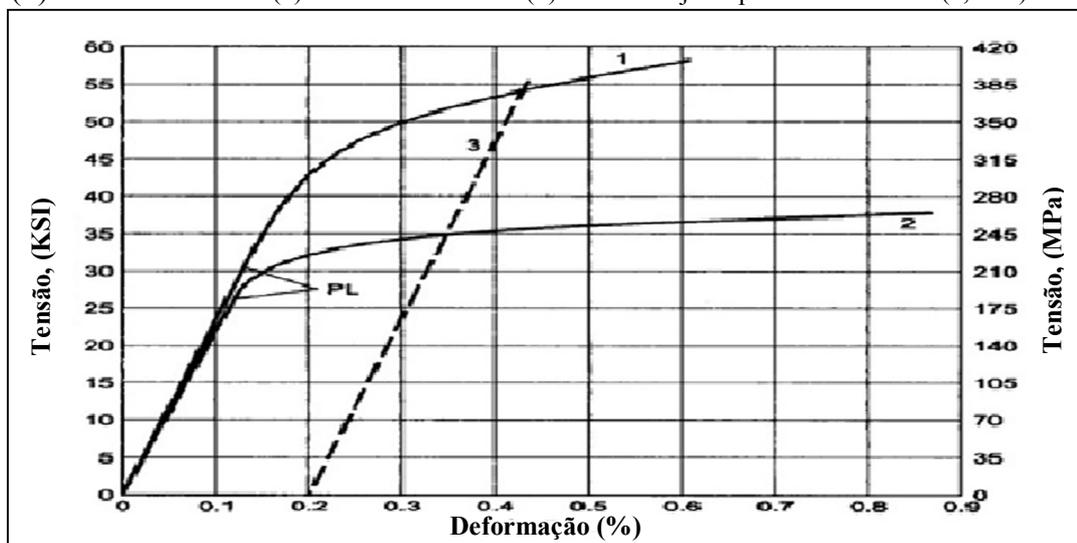
Seção 2 – Grafita tipo “Spiky”, é originada pela ação de elementos químicos com efeito degenerativo tais como: Ti, Sb, Bi, Pb e As. Porém o teor residual de Mg, acima dos valores máximos recomendados (% de Mg \geq 0,10) também pode ocasionar este tipo de degeneração. (PIESKE & GUESSER,1990).

Seção 3 – Grafita tipo “Explodida”, é gerada através da flutuação da grafita e por teores residuais elevados do elemento Cério (Ce). Este defeito se caracteriza pela falha de formação dos segmentos circulares da grafita esferoidal que caracteriza a forma esférica perfeita. (PIESKE & GUESSER,1990).

Seção 4 – Grafita em grumos, tipo “Chunky”, tem a sua formação geralmente condicionada ao gradiente térmico dos centros de peças de grande espessura. Entretanto, a composição química do nodularizante influenciada pelo teor de Cério e de segregações de impurezas no banho, também pode contribuir para formação de grumos de grafita (PIESKE & GUESSER,1990).

A morfologia da estrutura nodular é de suma importância para o ADI, principalmente no que diz respeito às propriedades mecânicas. Conforme publicado por Yescas, as propriedades são diretamente impactadas de forma positiva ou negativa pela matriz desenvolvida no ferro fundido nodular sem tratamento. (YESCAS, 2001)

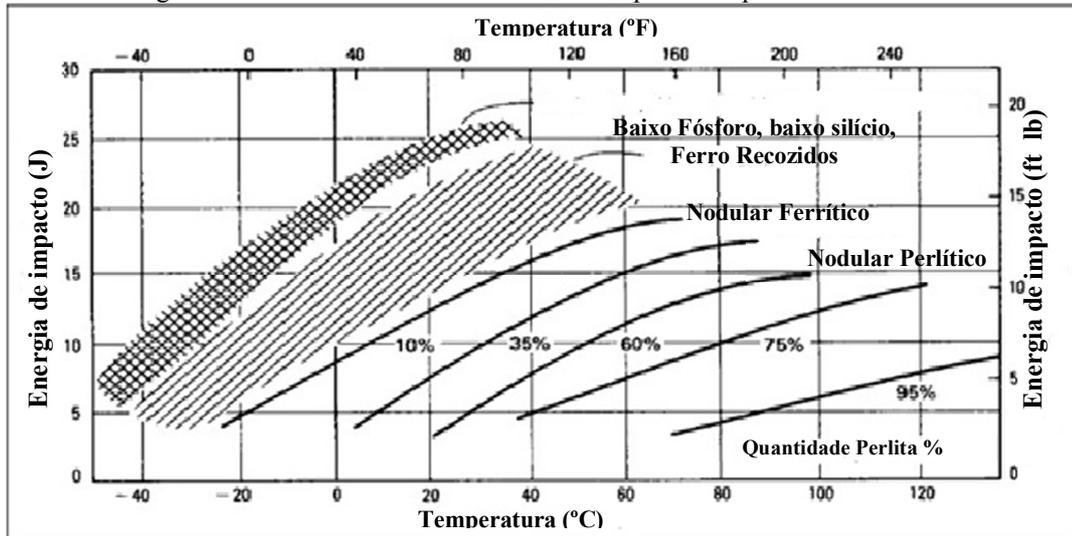
Figura 14 - Desempenho de Resistência à Tração x Tipo de matriz nodular
(1) Nodular Perlítico – (2) Nodular Ferrítico - (3) Offset de ajuste para ferro fundido (0,25%)



Fonte: (ASM Handbook, 2008)

A Figura 14 representa o comparativo de resultados de ensaio de tração de 02 ferros fundidos nodulares sem tratamento. O ferro nodular de matriz perlítica (1) apresenta desempenho superior aproximado de 37% em resistência a tração quando comparado ao ferro nodular de matriz ferrítica (2).

Figura 15 - Performance de Resistência ao Impacto x Tipo de matriz nodular



Fonte: (ASM Handbook, 2008)

A Figura 15 representa o comparativo de resultados de ensaio de impacto de ferros fundidos nodulares sem tratamento. O ferro nodular de matriz perlítica apresenta desempenho superior aproximado de 25% em resistência ao impacto quando comparado ao ferro nodular de matriz ferrítica. Com aumento de temperatura e do % de perlita, a resistência ao impacto sofre redução significativa sendo provável o aumento da resistência ao desgaste.

3.5.2 A INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA NA COMPOSIÇÃO QUÍMICA

Outra importante variável para as propriedades mecânica no ferro fundido nodular é a composição química encontrada em função da combinação dos elementos químicos. De acordo com Colpaert, a composição química exerce influência considerável sobre a formação da grafita e da cementita. (COLPAERT,2008)

A Tabela 05 informa os efeitos relacionados às variações de quantidade de cada elemento químico para composição do ferro fundido nodular

Tabela 05 – Elementos químicos e seus efeitos para o ferro fundido nodular sem tratamento

Elemento	Especificação (%)	Efeito para valores % acima do máximo	Efeito para valores % abaixo do mínimo
C	(3,60 ± 0,20%)	Pode apresentar flutuação de grafita (em especial para regiões de maior espessura) e fragilidade estrutural por expansão (crescimento) não planejado durante solidificação, esta expansão prevê a adição de fração a grafita existente e possível aumento do percentual de ferrita na matriz.	Influencia a condição do carbono equivalente contribuindo na formação de ferro fundido branco.
Si	(2,50 ± 0,20%)	Altos valores aumentam a temperatura de transição da condição dúctil-frágil em fundidos com matriz ferrítica, (esta ação fragiliza a ferrita), proporcionando a redução de valores de absorção de energia em ensaio de impacto com temperaturas abaixo de 0°C.	Valores abaixo desta faixa (em fundidos tratados termicamente) podem gerar a formação de carbonetos em regiões de menor espessura, contudo, valores acima desta faixa com tratamento de recozimento podem prevenir a formação destes carbonetos.
Mn	(0,35 ± 0,05%)	A elevação dos teores podem gerar redução no intervalo das temperaturas do eutético estável e metaestável fornecendo condições para formação de carbonetos, principalmente no contorno de grão. Nos ferríticos – perlíticos, ocorre aumento de dureza, resistência à tração e escoamento, mas, com redução do alongamento. Para os perlíticos, os altos teores deste elemento podem gerar fragilidade, redução da resistência à tração e alongamento mas, com aumento do escoamento.	Não há efeito significativo na liga pela redução deste elemento.
P	(0,04 Máximo)	A concentração elevada pode gerar através de processo subsequente como galvanização, a fragilidade da matriz com redução de propriedades. A fragilidade é gerada pela alteração na temperatura de transição dúctil – frágil, afetando principalmente a resistência ao impacto.	Não há efeito significativo na liga pela redução deste elemento.
S	(0,02 Máximo)	Valores elevados deste componente podem causar o consumo excessivo de agente nodularizante e reduzir a eficiência deste agente.	Para valores inferiores, poderá ocorrer a formação de carbonetos e segregações associadas também ao Manganês.
Mg	(0,04 ± 0,005)	Para valores acima deste intervalo, pode ocorrer a formação de grafita defeituosa tipo “Spiky.	A utilização em quantidades abaixo deste intervalo pode incorrer na formação de grafita compactada, lamelar e nódulos irregulares (grafita degenerada) com propriedades inferiores.
C. Equiv. (CE)	(4,3 a 4,6)	Caso o valor de $4,6 > CE > 4,3$, esta condição implicará em grafita primária nodular na estrutura. $CE = C(\%) + \frac{1}{2}Si(\%) + \frac{1}{2}P(\%)$	Se o valor de $CE < 4,3$ teremos uma proporção de dendritas na estrutura. $CE = C(\%) + \frac{1}{2}Si(\%) + \frac{1}{2}P(\%)$

Fonte: (Norma ASTM A 897/A897M & ASM HANDBOOK,2008 – Adaptado

De acordo com a Tabela 05, cada elemento químico da composição do ferro fundido nodular apresenta sua contribuição positiva e negativa as quais podem potencializar ou reduzir os efeitos mencionados a seguir conforme ASM HANDBOOK e norma ASTM A897/A897M. Conforme publicado por Dhanaphal & Saiyath, esta combinação dos elementos químicos no ferro fundido nodular acontece em etapas distintas: (DHANAPAL & SAIYATH, 2016)

1 - Preparação de Carga

A carga de fusão usualmente é integrada por combinação de matérias primas como Gusa, sucata (aço e/ou ferro fundido) e material oriundo de retornos (canais de alimentação de peças produzidas). O controle de composição química dos elementos como manganês (Mn) e enxofre (S) se faz necessário para prevenir problemas de defeitos internos micro -segregações e carbonetos em função de teores elevados destes 02 elementos. (ASM HANDBOOK, 2008)

2 - Fusão de carga

Durante fusão de carga, o controle do elemento oxigênio (O) se faz necessário para prevenir possíveis influências no efeito da nucleação da grafita durante a solidificação. (SOUZA SANTOS, 2000).

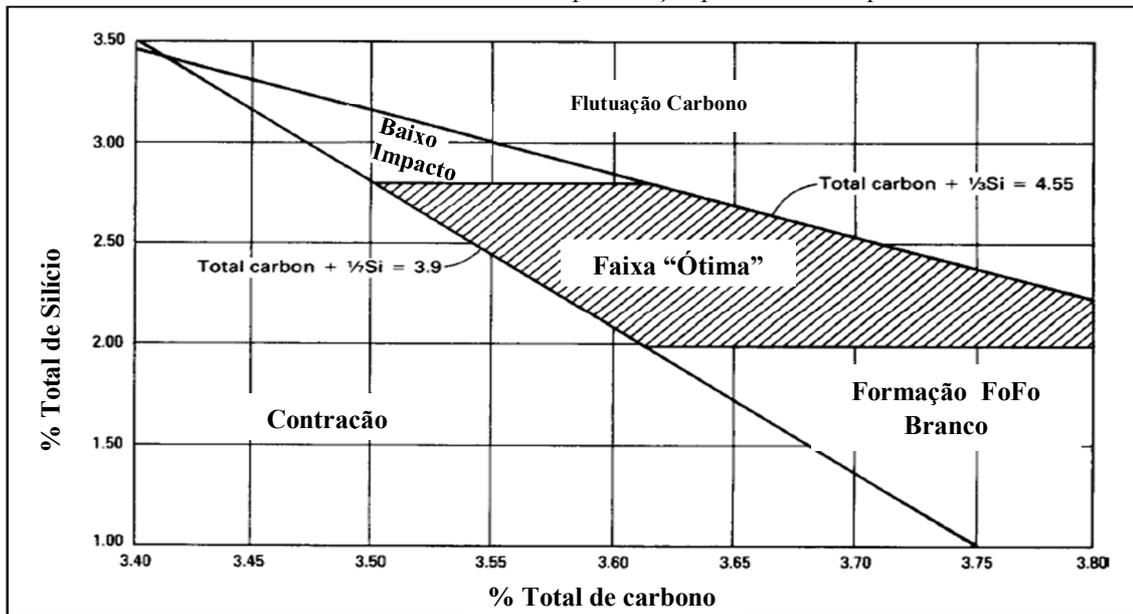
3 - Nodularização e Inoculação

No processo de nodularização, verifica-se que ora por teores insuficientes ou por teores elevados, os elementos químicos do nodularizante empregado como o magnésio (Mg), cério(Ce) ou cálcio(Ca) irão gerar morfologias degeneradas de grafita ou formação de estruturas indesejáveis (carbonetos) pelo processo de inoculação. (SOUZA SANTOS, 2000)

4 – Ajuste do Carbono Equivalente

Desta forma, pelo carbono equivalente (CE), quando o valor de CE = igual a 4,3, este valor representará uma composição de estrutura eutética. Se o valor de CE < 4,3 teremos uma proporção de dendritas na estrutura. Caso o valor de CE > 4,3, esta condição implicará em grafita primária nodular na estrutura. (ASM HANDBOOK, 2008)

Figura 16 - Intervalo de faixas de Carbono (C) e Silício (Si) em ferro fundido nodular sem tratamento demonstrando a faixa otimizada de especificação para carbono equivalente.



Fonte: (ASM Handbook, 2008)

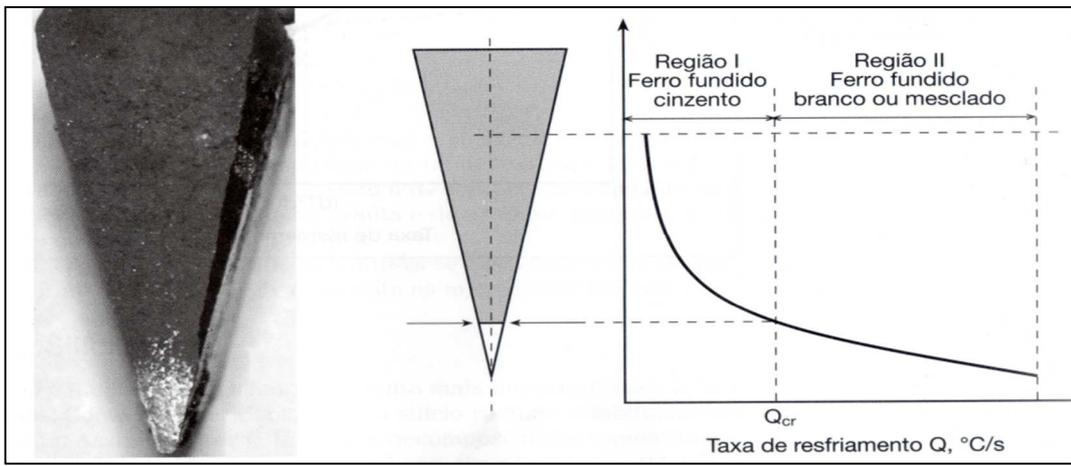
A Figura 16 demonstra a faixa otimizada da composição para a relação do teor de carbono x teor de silício para o ferro fundido nodular sem tratamento. Para valores abaixo de 2% de Si, existe a probabilidade de formação de ferro fundido branco durante a solidificação.

3.5.3 A TAXA DE RESFRIAMENTO PARA O FERRO FUNDIDO NODULAR

Outra importante variável para o desenvolvimento de ferro fundido nodular é a taxa de resfriamento que pode ser descrita como a redução de temperatura da peça (em solidificação no interior do molde) por unidade de tempo. Esta taxa recebe influência direta pela ação vinculada à espessura da peça em resfriamento. Esta condição nos indica que, em espessuras maiores, teremos velocidades de resfriamento relativamente mais lentas e em espessura menores, teremos respectivamente, velocidades maiores de resfriamento. Desta forma, para uma peça com diferentes espessuras, teremos variações na taxa de resfriamento. (GULYAEV, 1980). De acordo com Gulyaev, altas taxas de resfriamento conduzem à formação maior de cementita e em taxas menores de resfriamento, ocorre à formação de grafita em maior quantidade. Complementa-se ainda que, em velocidades elevadas de resfriamento para espessuras finas, associadas às quantidades de Silício (Si) e Carbono (C) disponíveis na liga, poderá haver a formação de ferro fundido branco, o qual pode também ser identificado como seção coquilhada. (ASM HANDBOOK, 2008).

Da mesma forma, também com dependência do teor de Silício (Si), as espessuras maiores em resfriamento mais lento, conduzem a uma maior grafitização com aumento do número de nódulos e com a formação de perlita e ferrita basicamente. Para espessuras intermediárias, também, pode haver a formação de estrutura fundida mesclada. Outro efeito nocivo à estrutura fundida em taxas de resfriamento muito baixas, é a possibilidade de formação de veios grosseiros de grafita.

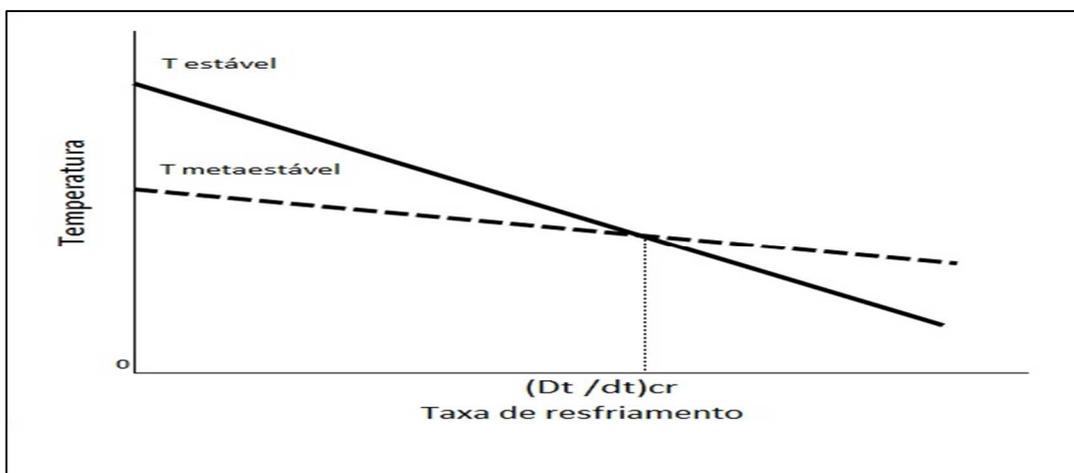
Figura 17 - Teste de “cunha” demonstrando a evolução da grafita x taxa de resfriamento



Fonte: (COLPAERT, 2008)

A Figura 17 demonstra a aplicação do teste de cunha para visualização da evolução da grafita em relação à taxa de resfriamento em espessuras menores que pode influenciar na formação de ferro fundido branco.

Figura 18 - Transição de Temperatura em etapa TEE/TEM x Taxa de resfriamento



Fonte: (COLPAERT, 2008)

A Figura 18 demonstra o ponto de transição da taxa de resfriamento entre a temperatura eutético estável (TEE) e a temperatura eutético metaestável (TEM) para espessuras finas. O aumento da taxa de resfriamento em espessuras menores pode iniciar a solidificação em condição metaestável e posteriormente gerar microestruturas e carbonetos indesejáveis.

Conforme Colpaert, o principal efeito da taxa de resfriamento é seu impacto sobre a temperatura de solidificação do eutético estável (TEE) e do eutético metaestável (TEM). O efeito da velocidade de resfriamento sobre cada uma destas temperaturas atua de forma diferente, havendo assim, uma taxa de resfriamento a partir da qual a temperatura do eutético metaestável passaria a ser mais alta e a partir deste valor de resfriamento, a solidificação ocorreria com a formação da cementita. (COLPAERT, 2008)

3.6. O TRATAMENTO TÉRMICO DE AUSTÊMPERA

De acordo com Gulyaev, para obtenção do ADI a partir do ferro fundido nodular, a austêmpera se apresenta como um tratamento térmico que busca modificar a estrutura metalúrgica inicial de um material sem tratamento em um novo material tratado, gerando o incremento de propriedades específicas, obtidas na modificação desta estrutura e tendo como objetivo o atendimento de requisitos de engenharia e aplicação. (GULYAEV, 1980)

De acordo com ASM HANDBOOK, a austêmpera se apresenta como um processo de transformação isotérmica que origina tradicionalmente a Bainita, um constituinte formado da decomposição da Austenita (γ) em Ferrita (α) + cementita (Fe_3C). Entretanto existem diferenciações para utilização deste respectivo tratamento quando aplicado ao ferro fundido para obtenção do ADI, as quais serão descritas no capítulo 3.6.1 (ASM HANDBOOK, 2008).

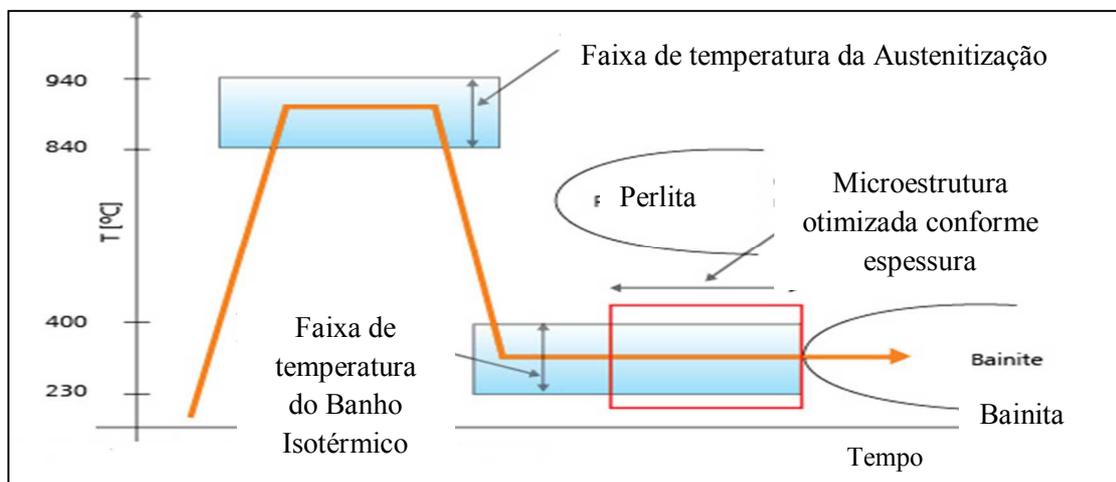
Segundo Dhanapal & Saiyath, o ciclo de tratamento de austêmpera pode ser visualizado na sequência de etapas abaixo:

1. Austenitização total da peça fundida.
2. Resfriamento em banho isotérmico com temperatura em um intervalo de especificação que seja inferior a temperatura de transformação perlítica e superior à temperatura de transformação martensítica, mantendo a carga período de tempo pré-determinado para a transformação da microestrutura.
3. Resfriamento final pós-transformação, já em temperatura ambiente.

Porém, a microestrutura desejada a ser obtida após tratamento de austêmpera e que caracteriza o ADI, não é a Bainita, mas uma microestrutura formada por Ferrita (α) + Austenita (γ) de alto carbono, sendo esta nova estrutura, a Ausferrita. (DHANAPAL & SAIYATH, 2016).

Conforme Olejarczyk, em temperaturas na faixa de 350 a 400°C é formada a Ausferrita superior contendo 40% de Austenita (γ) de alto carbono e 60% de Ferrita (α). Porém em temperaturas mais baixas, na faixa de 250 a 300°C, forma-se a Ausferrita inferior, onde esta microestrutura possui 10% de Austenita (γ) de alto carbono e 90% de Ferrita (α). (OLEJARCZYK et al, 2011)

Figura 19 - Esquema gráfico do processo de Austêmpera do ADI em Ferro fundido nodular



Fonte: (DHANAPAL & SAIYATH, 2016)

A Figura 19 demonstra o ciclo de tratamento de Austêmpera para obtenção de um material em ADI a partir de um ferro fundido nodular sem tratamento. É possível verificar que a janela de processo da transformação do ADI acontece entre as temperaturas de formação da microestrutura perlita e da microestrutura bainita.

A utilização do termo Bainita superior ou Bainita inferior para a Ausferrita acontece em algumas publicações, porém dada possibilidade de formação de carbonetos na condição bainítica seja ela inferior ou superior, estaria em desacordo com a condição de isenção de carbonetos assumida para a microestrutura Ausferrítica. (OLEJARCZYK et al, 2011).

Entretanto, outros autores como Goldstein, Yescas e Bhadeshia indicam que a microestrutura originada pela austêmpera, consiste em Bainita superior isenta de carbonetos ou Ferrita (α) com morfologia acicular originada através do fenômeno de transformação interrompida. Esta constatação também é confirmada em pesquisa posterior sobre os mecanismos de transformação da Bainita. (HUPALO e outros 2012).

Esta nomenclatura é associada em função das características relacionadas às ações de contorno do processo de austêmpera, onde estas ações são representadas pelas temperaturas e tempos de ciclo específicos para evitar as transformações da fase de Perlita, da fase de Bainita e da fase da Martensita, onde estas transformações indesejáveis podem comprometer as propriedades de desempenho definidas pela aplicação.

Desta forma é possível afirmar que o tratamento de austêmpera em ferro fundido nodular deve obrigatoriamente “evitar” dois “narizes” do processo: ou seja, as etapas de formação da Perlita e da Bainita e uma zona crítica de formação da Martensita, respectivamente. (DHANAPAL & SAIYATH, 2016).

3.6.1 A JANELA DE PROCESSO PARA FORMAÇÃO DA AUSFERRITA

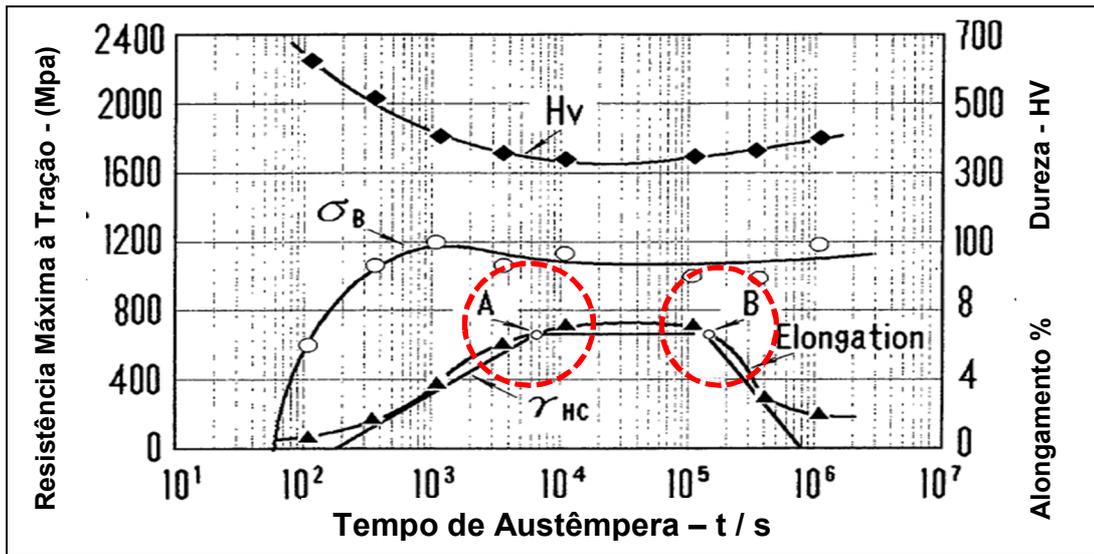
De acordo com Goldstein, a janela de processo de transformação durante a austêmpera acontece entre os dois estágios descritos abaixo. (GOLDENSTEIN,2002). Estes estágios também são confirmados por publicações realizadas por outros autores como (SOKOLNICKI & NOWAK et al, 2016) e (SINGH & RAMANDEEP. et al, 2012).

- Estágio I – Austenita (γ) \rightarrow Ferrita (α) + Austenita (γ) alto carbono
- Estágio II – Austenita (γ) de alto carbono \rightarrow Ferrita (α) + carbonetos.

O processo de nucleação e crescimento da microestrutura que abrange os estágios I e II da janela de processo, é conduzidos através das variáveis do processo de tempo e temperatura e onde, de acordo com Tanaka & Kage, o período entre os estágios I e II é considerado o intervalo adequado para que o processo de austêmpera entregue um produto com propriedades mecânicas otimizadas e desejadas. (TANAKA & KAGE, 1992)

Tanaka & Kage também menciona que os intervalos de tempo curtos (anterior ao Estágio I), conduzem o processo de tratamento à formar estruturas indesejáveis, como a martensita à exemplificar, e tempos demasiadamente longos (posterior ao Estágio II) geram estruturas com precipitação de carbonetos, possibilitando fragilidade de acordo com a aplicação desejada. (TANAKA & KAGE, 1992). Esta afirmação também é confirmada por citações de Sokolnicki com relação entre o tempo de austêmpera e a obtenção de propriedades mecânicas, enfatizando que a determinação correta da janela de processo tem sido um objetivo constante para os pesquisadores do tema na busca pela otimização do processo de obtenção do ferro fundido nodular austemperado. (SOKOLNICKI, 2016)

Figura 20 – Representação do atendimento de propriedades mecânicas x tempo de Austêmpera
Ponto A (Final do Estágio I) e Ponto B (Início do Estágio II).



Fonte: (TANAKA & KAGE, 1992)

A Figura 20 demonstra a relação de desempenho para propriedades mecânicas x tempo de austêmpera na janela de processo do ADI.

O ponto A corresponde ao final do Estágio I e o ponto B ao início do Estágio II. Para a propriedade de dureza (HV), nota-se elevação da dureza em períodos anteriores e posteriores à janela de processo pela provável formação martensítica (antes de A) e precipitação de carbonetos (depois de B).

Para Resistência a tração (σ), ocorre elevação no período (antes de A) e decréscimo no período (depois de B) pelas mesmas razões imputadas a Dureza. Para o Alongamento, os maiores valores se encontram entre os pontos A e B, período onde ocorre a maior saturação de carbono para a Austenita (γ).

As técnicas experimentais e metodologias de análise para determinação da janela de processo seguem diversas linhas e estudos, todos com o objetivo alinhado para a definição dos parâmetros ideais de tempo e temperatura, os quais poderão estruturar em cadência de manufatura, a obtenção de um produto ADI com propriedades adequadas para aplicação requerida.

Será realizado a seguir, a explanação resumida sobre 03 métodos propostos e utilizados por pesquisadores para análise de parâmetros de tempo e temperatura do processo da austêmpera para definição da janela de processo do ADI.

I. Difratometria da fração volumétrica de austenita retida

Esta técnica utilizada conforme descrito por Rajnovic e Oliveira estabelece que, a medição da fração volumétrica de austenita retida identificada como ($V\gamma$) pode ser utilizada como um referencial para a janela de processo. De acordo com o autor, o aumento de tempo na Austêmpera, eleva valor de austenita (γ) de alto carbono até um valor máximo e decresce gradualmente, onde esta condição está relacionada aos 02 estágios de transformação do processo mencionado.

Para valores de tempo reduzido, o Estágio I de transformação não é completado em sua totalidade, e por consequência o máximo valor de austenita (γ) de alto carbono não é alcançado. Ao final do Estágio I, a austenita (γ) de alto carbono alcança seu valor máximo. Ao iniciar o Estágio II, a austenita (γ) de alto carbono começa a decrescer e se decompõe em Ferrita (α) e carbonetos (Fe_3C). (RAJNOVIC & OLIVERA, 2012)

II. Digitalização de curvas TTT com aplicação de equação Johnson-Mehl para determinação de coeficientes “n” & “k” e sua correlação com parâmetros de tempo e temperatura.

Esta técnica foi descrita Olejarczyk -Wozenska onde as curvas TTT de ferros fundidos com composição química específica, foram digitalizadas através de software de escaneamento de imagens, dedicado à esta aplicação. O método busca monitorar o início e o fim do intervalo de transformação da janela de processo da Austenita (γ) em uma microestrutura desejada neste caso, a Bainita. Esse monitoramento, é realizado através do controle de evolução do volume de fração.

O método busca ser uma alternativa descritiva, identificando que esta evolução de transformação da Austenita pode ser associada à uma função com dependência da temperatura e tempo, onde a identificação e a correlação de informações presentes no diagrama TTT, e que matematicamente trabalhadas, possibilitam a obtenção de 02 parâmetros (n , k), os quais podem ser inseridos na equação de Johnson-Mehl (1), para determinação do volume de transformação da Austenita (γ) em uma dada temperatura. (OLEJARCZYK-WOZENSKA et al, 2011).

$$y = 1 - \exp(-k t^n) \quad (1)$$

onde: (y) – fração de austenita transformada, (t) – tempo, (k), (n) parâmetros definidos para temperatura

III. Projeção de microestruturas através da medição do espaçamento lamelar e da correlação da propriedade mecânica de Dureza com parâmetros de tempo e temperatura

Esta técnica foi descrita por Sokolnicki & Nowak estabelece um modelo que busca correlacionar o valor da dureza e o tempo de tratamento com o mecanismo de transformações que ocorre no ferro fundido durante a Austêmpera. Também é mencionada a relação de dependência entre a dureza, número de placas por segmento, uniformidade de distribuição de placas e a sua geometria de formação, pela influência do parâmetro de temperatura e de tempo em regime isotérmico durante resfriamento.

A estrutura ausferrítica possui orientação aleatória, não orientada, com aspecto de entrelaçamento de agulhas de Ferrita (α) em uma matriz de Austenita (γ) de alto carbono, onde a aleatoriedade de crescimento das placas de Ferrita (α), gera o entrelaçamento em forma de malha, e conseqüentemente reduz o espaço para movimento de discordâncias, travando a estrutura durante estas movimentações.

De acordo com os autores do modelo proposto, estes parâmetros sofrem variação durante a difusão de elementos, e a difusão se realiza durante o tempo de permanência no regime isotérmico. Por esta razão, foi enunciado o modelo matemático proposto que é descrito a seguir: (SOKOLNICKI. NOWAK. et al, 2016)

Por esta razão, foi enunciado o modelo matemático (2) que é descrito a seguir:

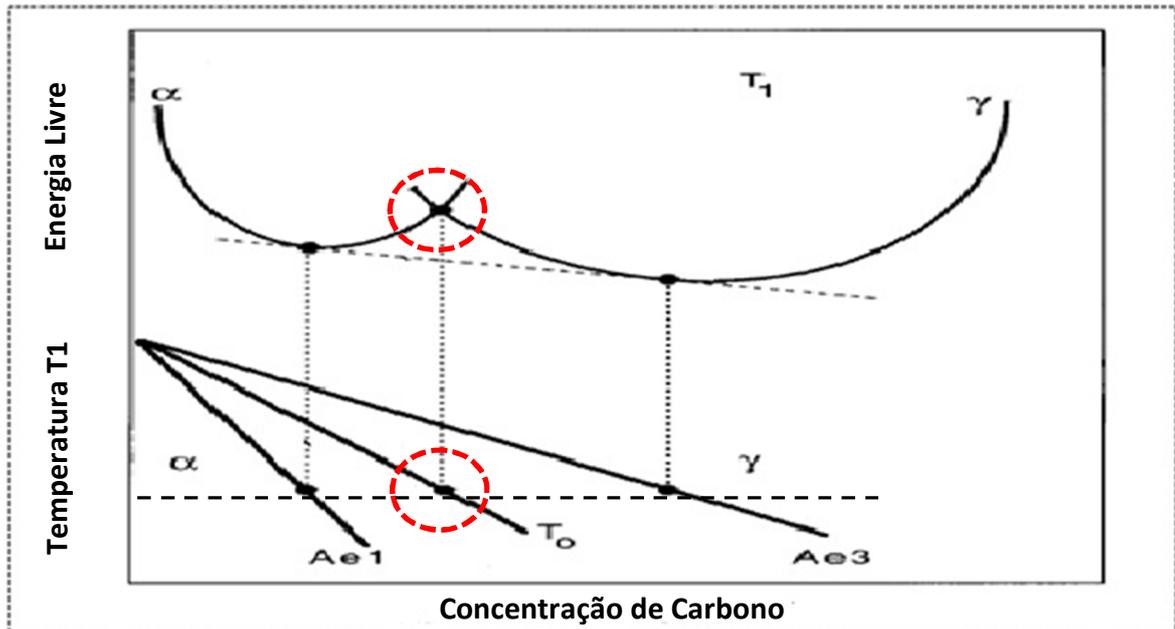
$$HB(\tau) = \Delta HB * EXP\left(-\left(\frac{\tau-2}{t}\right)\right) + HB_{mín} \quad (2)$$

onde: (τ)- tempo de permanência em temperatura isotérmica , (t) - tempo constante do processo, (HB) – Dureza Brinell.

3.6.2 A TRANSFORMAÇÃO E CINÉTICA DE REAÇÃO NA AUSTÊMPERA

Conforme Bhadeshia, o mecanismo de crescimento da Ferrita (α), é gerado pelo fenômeno de reação incompleta da Bainita, onde a extensão da reação se reduz para zero ao ponto que a temperatura de transformação é conduzida para o ponto BST – Bainite Start Temperature (Temperatura de início de transformação da Bainita). Esta temperatura se apresenta inferior ao gradiente mínimo e necessário para a formação da Ferrita (α) em condição termodinâmica adequada. (BHADESHIA, 2001)

Figura 21 - Representação da concentração de carbono e da energia livre em equilíbrio da Ferrita (α) e da austenita (γ) em função da temperatura.



Fonte: (BHADESHIA, 2001) - Adaptado.

A Figura 21 demonstra a interação de equilíbrio entre a Ferrita (α) e a Austenita (γ), para concentração de carbono e energia livre. A transformação isotérmica cessa quando a concentração de carbono da Austenita (γ) residual atinge a curva T_0 . Neste ponto, a transformação bainítica determina que a concentração de carbono seja homogênea e portanto, agora, a Ferrita (α) e a Austenita (γ) em composição química iguais, também possui a mesma energia livre.

De acordo com Bhadeshia, a Ferrita (α) a qual cresceu supersaturada de carbono, necessita transferir o excesso desta saturação rapidamente para a Austenita (γ) existente, e desta forma, a reação é considerada incompleta, pois cessa antes que a Austenita (γ) alcance a composição de equilíbrio localizada pela curva $Ae3$ e é nesta etapa que a Austenita (γ) se estabiliza com a máxima concentração de carbono alterando sua estrutura para Austenita (γ) de alto carbono. (BHADESHIA, 2001)

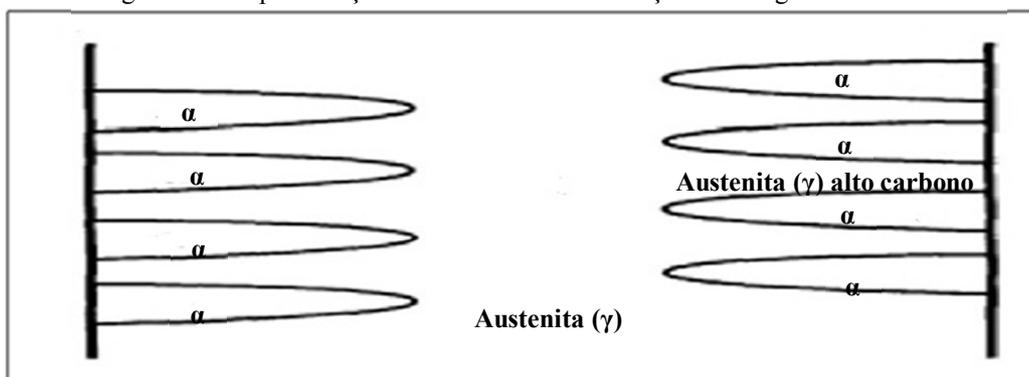
Para o estágio I, conforme descrito por Hupaló, a reação se desenvolve através do crescimento da Ferrita (α), que por sua vez, auxilia a Austenita (γ) a se tornar rica em Carbono (C) através da segregação do carbono pela própria Ferrita (α), dada a diferença de solubilidade entre as respectivas fases. (HUPALO et al, 2012).

Conforme Dhanapal & Saiyath citam que, em altas concentrações de Carbono (C) e Silício (Si) presentes no ferro nodular, duas diferenciação entre aços e ferros fundidos se fazem presentes:

A primeira diferença é relacionada ao teor de Silício, um potente inibidor para formação de carbonetos e que se encontra em quantidades mais expressivas no ferro fundido se comparado ao teor deste elemento nos aços.

A segunda, com relação ao teor de Carbono (C), ocorre pelo auxílio oportuno do alto teor presente no ferro nodular, gerando uma desaceleração no crescimento das placas de Ferrita (α), retendo a Austenita (γ) de alto carbono, tornado - a estável em um filme compactado entre as placas de Ferrita (α). (DHANAPAL & SAIYATH, 2016)

Figura 22 – Representação do mecanismo de formação do Estágio I da Ausferrita.



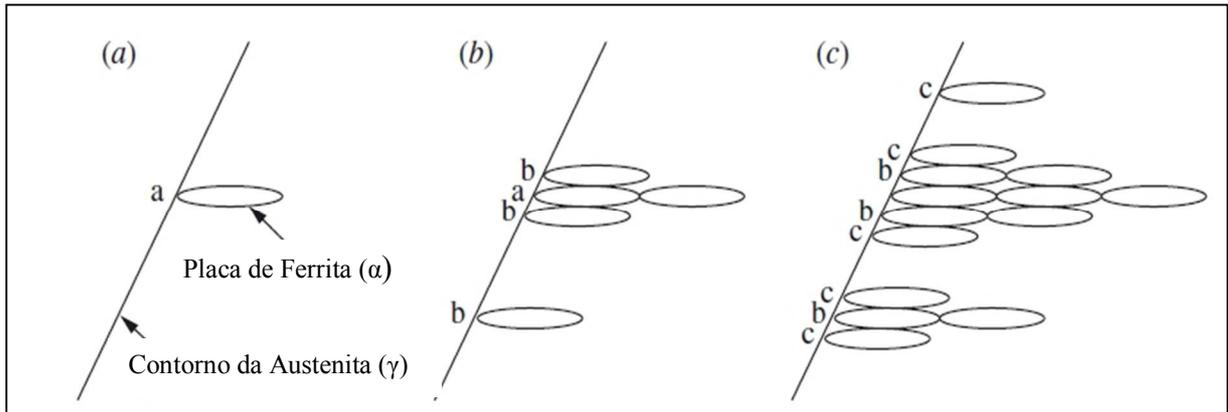
Fonte: (DHANAPAL & SAIYATH, 2016) - Adaptado

A Figura 22 demonstra o mecanismo de formação do Estágio I da estrutura Ausferrita, ocorre a formação de placas de Ferrita (α) que são separadas através de uma fina camada de Austenita (γ) de alto carbono e desta forma, as placas de Ferrita (α) nucleiam a partir do contorno de grão da Austenita (γ) e crescem.

Já no prosseguimento da reação, a difusão do carbono para as placas de Ferrita (α) torna-se mais difícil, cessando então o crescimento da placa e originando uma matriz nomeada como Ausferrita.(DHANAPAL & SAIYATH, 2016) Contudo, a Austenita (γ) deveria apresentar um comportamento de caráter metaestável em baixa temperatura onde esta condição favoreceria a formação de Cementita (Fe_3C).

Porém, o elevado teor de Silício (Si) presente nos ferros fundidos, atrasa a formação de carbonetos e determina no final do Estágio I, a maximização da fração volumétrica da Ferrita (α) e o enriquecimento da Austenita (γ) de alto carbono conforme citado em (HUPALO et al, 2012).

Figura 23 - Modelo da cinética de transformação de crescimento de placas proposta para Ferrita (α) isenta de carbonetos e com mecanismo semelhante a Bainita.

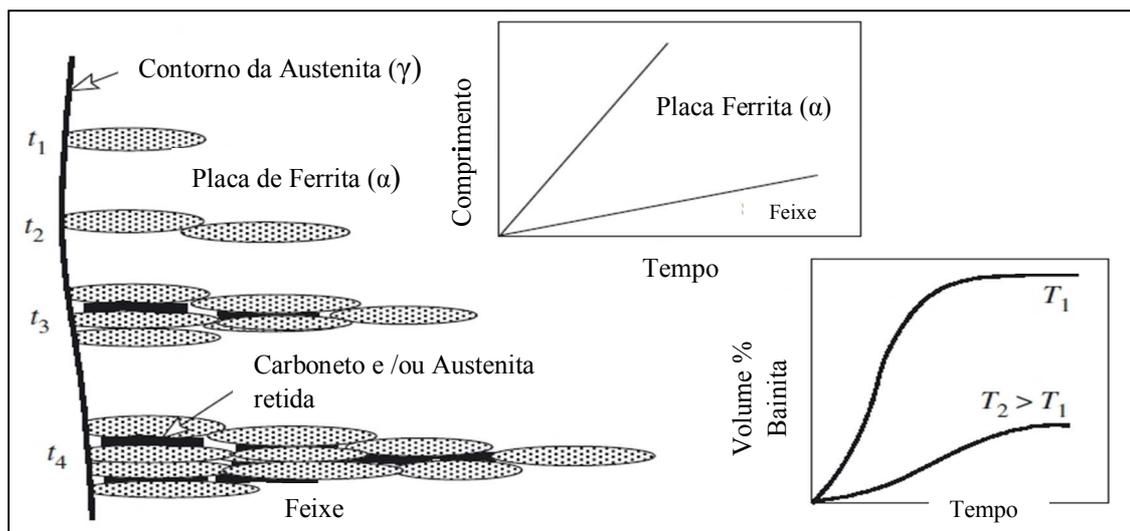


Fonte: (MATSUDA & BHADSHIA, 2004)

A Figura 23 demonstra o modelo da cinética e sua semelhança com a transformação bainítica com:

- A visualização da nucleação de placas de Ferrita (α).
- O crescimento de sub-unidades.
- A nucleação sucessiva de grupamentos de placas a partir do contorno de grão da austenita (γ).

Figura 24 – Modelo representativo da cinética de transformação de crescimento de “placas” proposta a partir da Austenita (γ) com precipitação de carbonetos – Estágio II.



Fonte: (MATSUDA & BHADSHIA, 2004)

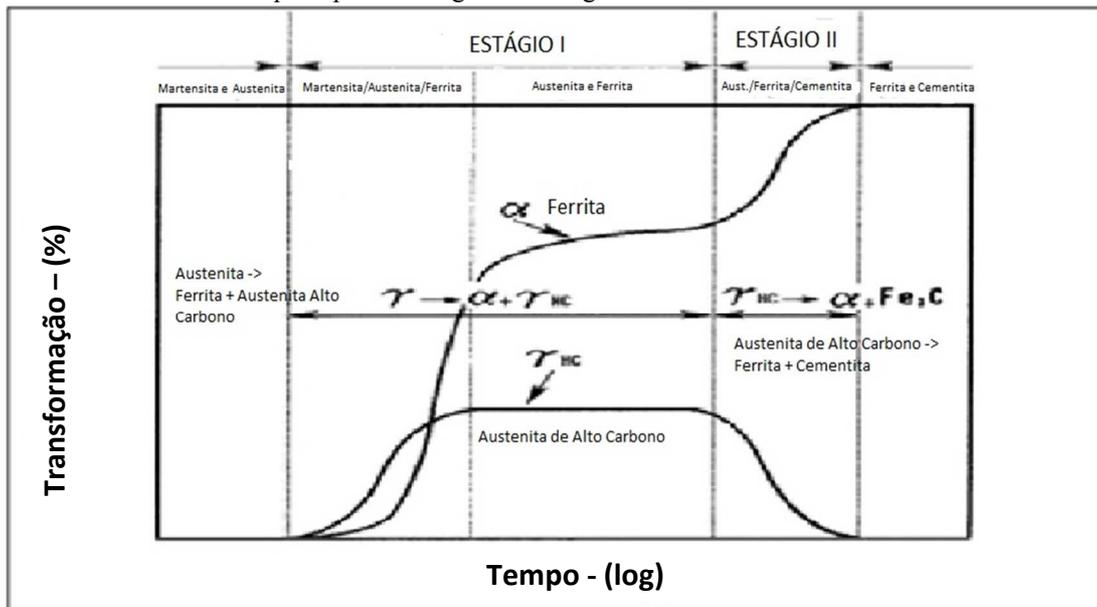
A Figura 24 demonstra o modelo da cinética de transformação com a nucleação de placas de Ferrita (α), agora com precipitação de carbonetos oriundos da Austenita (γ) de alto

carbono em Estágio II. A evolução da transformação gerada pela reação de austêmpera e suas respectivas fases de transformação x tempo de reação demonstram que ao longo do eixo de tempo, a reação evolui para a formação da Bainita propriamente dita, ao final do Estágio II.

No Estágio II, ocorre a formação de carbonetos em função da temperatura mantida na austêmpera e que possibilita à Austenita (γ) de alto carbono reduzir a energia livre em função da segregação de carbono não utilizado, ocorrendo assim a precipitação de carbonetos no interior da Austenita a qual é consumida totalmente, permitindo então o equilíbrio metaestável entre a Ferrita (α) e a Cementita (Fe_3C). (HUPALO et al, 2012).

A microestrutura gerada no estágio II, é considerada de caráter frágil e dentro do possível, deve ter sua ocorrência evitada a fim de resguardar a obtenção de propriedades mecânicas adequadas à respectiva aplicação.

Figura 25 – Modelo representativo da cinética de transformação de fases x tempo no tratamento de austêmpera para o Estágio I & Estágio II.



Fonte: (TANAKA; KAGE, 1992) – Adaptado.

A Figura 25 demonstra o cenário de transição do estágio I e Estágio II onde também é possível prever que ocorra a formação de martensita em altas taxas de resfriamento antecedendo o Estágio I. A cinética desejada para formação da Ausferrita ocorre entre os Estágios I e II.

3.6.3 A AUSFERRITA E SUA INFLUÊNCIA NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

Como visto anteriormente, a Ausferrita possui seu mecanismo de formação associado às mesmas temperaturas de transformação de outra microestrutura, a Bainita. Porém uma das diferenças marcantes entre as duas microestruturas mencionadas está relacionada à condição de orientação de formação das placas de Ferrita (α).

Conforme Mazancová, a Ferrita (α) pode apresentar nucleação em condição intergranular, com início de ciclo de nucleação primário das placas a partir de inclusões não metálicas e se mantém seguindo em sua formação em grau secundário, através de grãos de Ferrita (α) já nucleados e das placas primárias de Ferrita nesta respectiva zona de interface. (MAZANCOVÁ, et al, 2005).

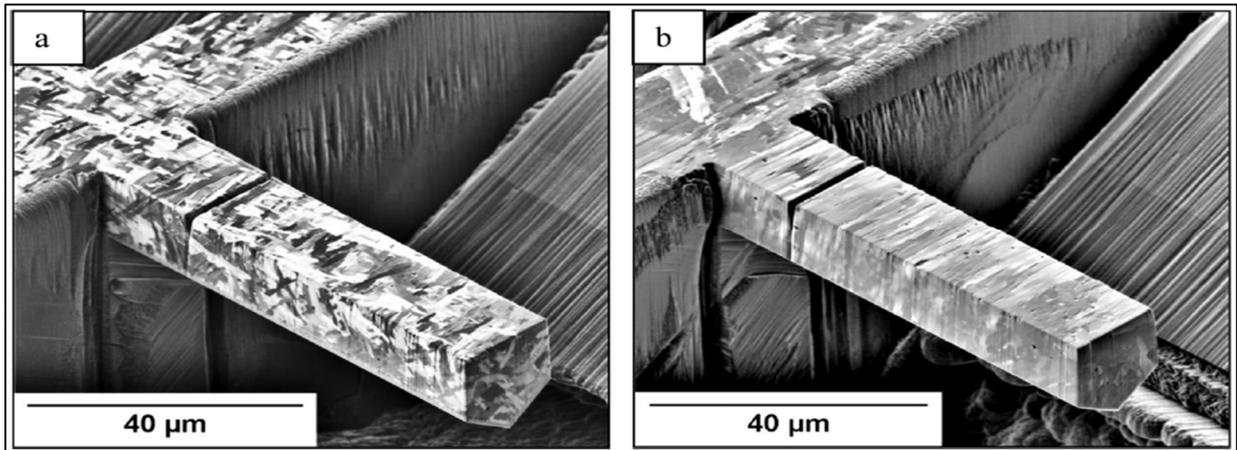
Ainda de acordo com estudos realizados por Mazancová, esta reação de formação intergranular pode ocorrer através de 04 mecanismos de formação distintos:

1. Nucleação heterogênea simples através de uma partícula inerte.
2. Nucleação epitaxial na inclusão formando entrelaçamento com partículas ferríticas já criadas.
3. Nucleação a partir de energia proveniente de tensões originadas pelos diferentes coeficientes de expansão térmica das inclusões dispostas na matriz metálica.
4. Nucleação assistida pela redução de soluto da matriz em regiões com proximidade às inclusões da matriz.

Também é mencionado por Mazancová, que estes mecanismos dependem da composição química e de condições estruturais dispostas para atuarem singularmente e/ou simultaneamente na matriz em questão.

Porém estes mecanismos representam variantes de nucleação que se unem e atuam coletivamente na formação de uma característica específica e grande representatividade para o desempenho de propriedades mecânicas do ADI, ou seja : a formação de placas de Ferrita com direção aleatória nos 03 eixos de formação cristalográfica (x, y, z). (COSTIN & LAVIGNE, 2016)

Figura 26 – Representação da morfologia direcional entre a ausferrita e a bainita superior obtida através de Microscopia eletrônica de varredura Imagem (a) – Estrutura ausferrítica / Imagem (b) – Estrutura bainítica.



Fonte: (COSTIN & LAVIGNE, 2016)

A Figura 26 demonstra a morfologia da Ausferrita em relação à microestrutura mais próxima de sua formação, ou seja a Bainita superior. Nota-se a característica de entrelaçamento das placas de Ferrita (α) em condição aleatória representada pela letra (a). A figura indicada pela letra (b), representa a Bainita com orientação de placas de Ferrita (α) em um sentido predominante. (COSTIN & LAVIGNE, 2016)

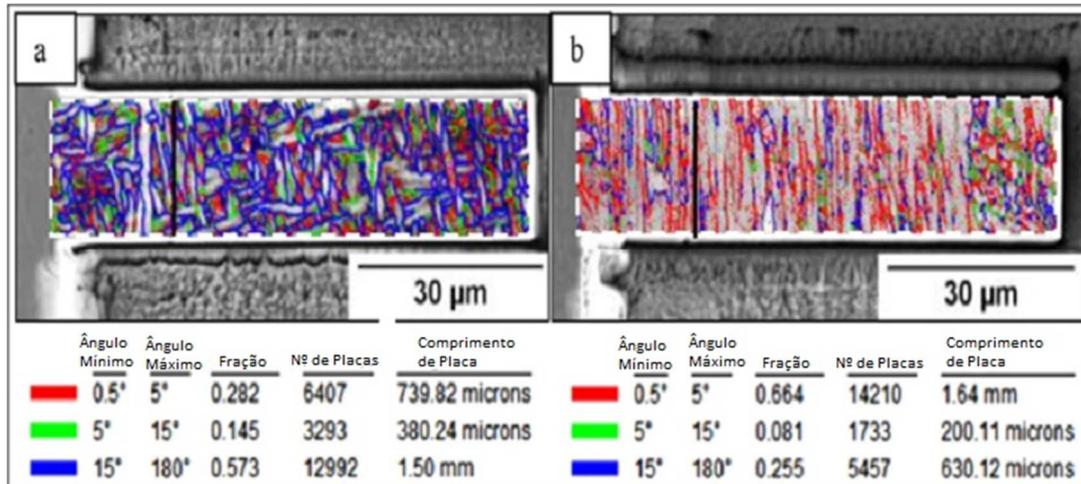
A morfologia é formada pelo entrelaçamento das agulhas de Ferrita (α) em uma matriz de Austenita (γ) de alto carbono, onde o crescimento das placas é auxiliada pelos mecanismos de nucleação que atuam preferencialmente em conjunto com inclusões não metálicas direcionando o entrelaçamento das placas em formato de malha e alterando o espaçamento para movimento de discordâncias.

Esta condição impõe restrições à estrutura durante estas movimentações, influenciando a rigidez do material e por consequência as demais propriedades mecânicas. A temperatura e o tempo da austenitização e da austêmpera também são fatores que influenciam na rigidez da malha, porém atuam mais especificamente na morfologia de refino das placas formadoras da mesma. (COSTIN & LAVIGNE, 2016)

Figura 27 – Representação da orientação e sobreposição no contorno de grão e dimensões de placas da ausferrita e da bainita superior

Imagem (a) – Estrutura ausferrítica

Imagem (b) – Estrutura bainítica



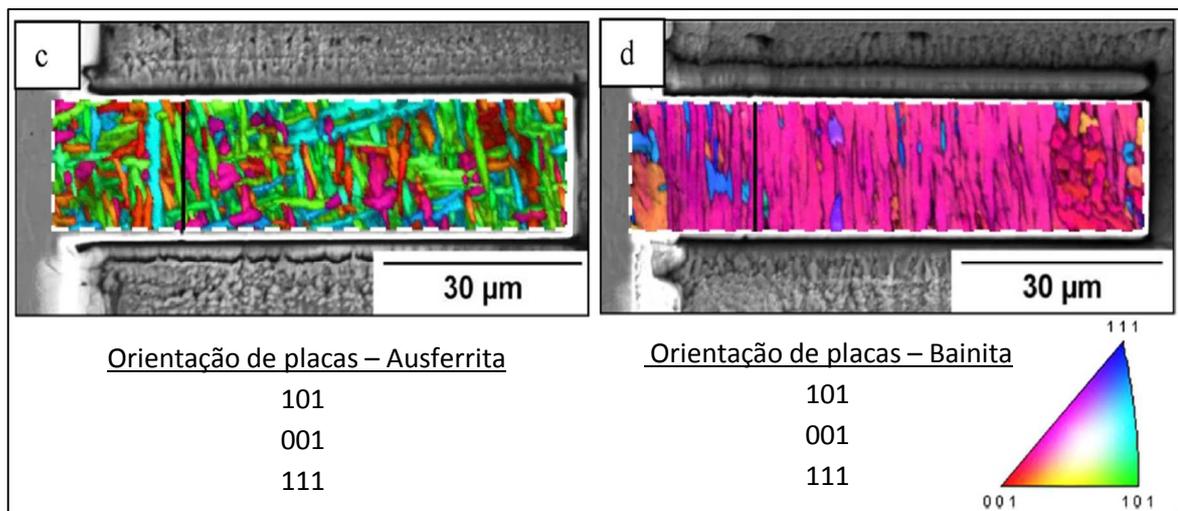
Fonte: (COSTIN & LAVIGNE, 2016) – Adaptado.

A Figura 27 demonstra a orientação e sobreposição das placas de Ausferrita no contorno de grão assim como as dimensões destas placas na matriz. É possível verificar que a morfologia da Ausferrita na imagem (a), demonstra uma orientação com maior grau de aleatoriedade das placas de Ferrita (α) se comparado a imagem (b) da Bainita.

Figura 28 – Representação direcional e cartesiana de plano cristalográfico das placas da ausferrita e da bainita.

Imagem (c) – Estrutura ausferrítica

Imagem (d) – Estrutura bainítica



Fonte: (COSTIN & LAVIGNE, 2016)

A Figura 28 demonstra a condição direcional e cartesiana do plano cristalográfico das placas da Ausferrita e da Bainita. É possível verificar que a morfologia da Ausferrita na imagem (a), demonstra uma orientação com maior grau de aleatoriedade entre os planos 101/001/111 se comparado a imagem (b) da Bainita que demonstra uma orientação predominante no plano 001.

3.6.4 A AUSTENITIZAÇÃO E A INFLUÊNCIA PARA TEMPERATURA E TEMPO

A austenitização é o processo de transformação do material pela elevação da temperatura acima do limite estabelecido como zona crítica e definido como temperatura de Austenitização (T_γ). Nesta temperatura em tempo pré - determinado, forma-se a Austenita (γ).

A Austenita (γ), agora, estabilizada em temperatura pré-determinada está saturada de carbono iniciando o processo de transformação em Ferrita (α) e enviando o carbono excedente para zonas próximas, as quais se tornam supersaturadas e assim possibilitam a sua estabilização em regiões não transformadas. (ASM HANDBOOK, 2008)

Para tratamento aplicado por um longo tempo, é provável a formação de carbonetos a partir da Austenita (γ), reduzindo mecânicas, e entre elas, a tenacidade. Conforme estudos realizados por Singh, a definição da temperatura de austenitização passa pela análise crítica da quantidade de carbono da Austenita (γ) e dos elementos químicos presentes na liga utilizada no ferro fundido nodular, pois alguns elementos agem como facilitadores de movimentos difusionais e outros apresentam função inversa e retardam a cinética envolvida, podendo gerar algumas microestruturas não desejadas. (SINGH, 2015).

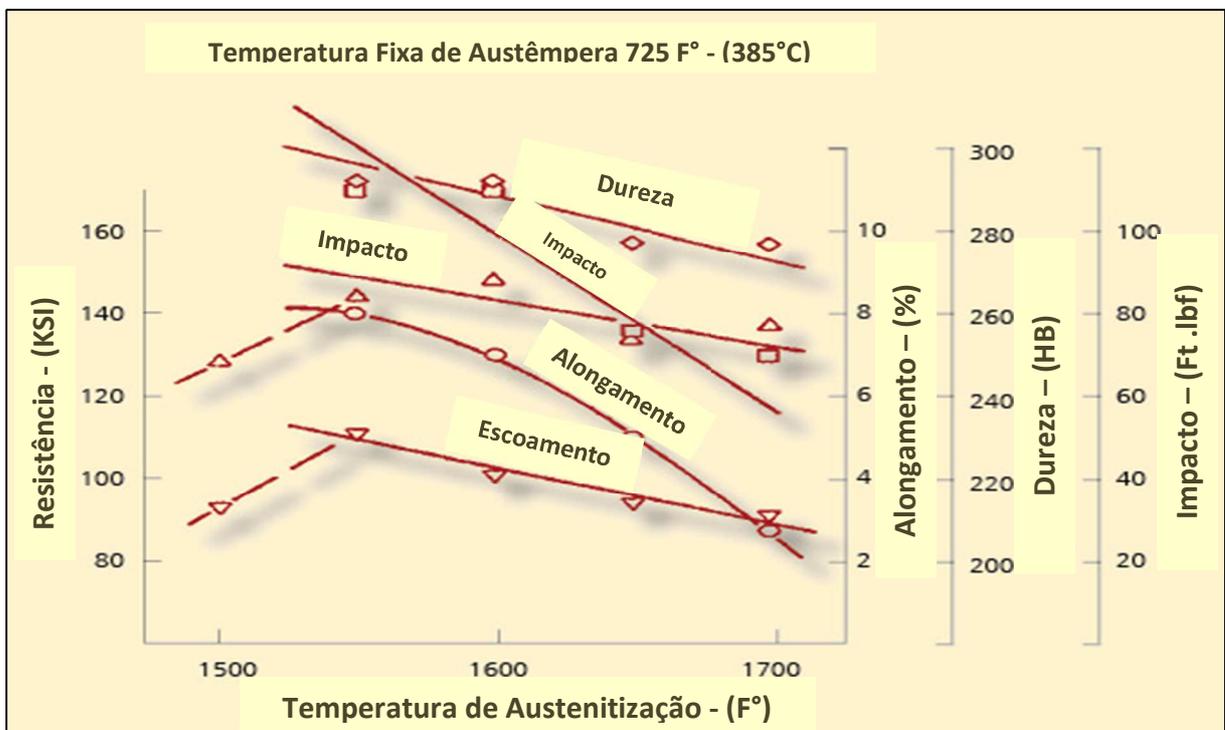
O Silício (Si), presente em quantidades significativas na liga nodular, age como uma restrição durante o tratamento, exigindo temperaturas de austenitização mais altas para a continuidade do processamento, deslocando a faixa UCT (Temperatura Crítica Superior) para valores mais altos. Já o Manganês (Mn), um elemento de presença bastante comum neste tipo de liga, força a faixa UCT para valores menores de processamento, porém recomenda-se cautela a não permitir valores que se apresentem abaixo da fase Austenita/ Ferrita/Grafita ($\gamma + \alpha + G$), pois como mencionado anteriormente, as microestruturas indesejáveis como Ferrita pró - eutetóide podem ser geradas e para eliminá-las, será necessário reprocessamento acima da UCT anteriormente utilizada. (SINGH, 2015)

O aumento da temperatura de austenitização exerce influência sobre a etapa de austêmpera, impondo atraso para a reação com redução da janela de processamento. Em temperaturas mais elevadas de austenitização ocorre aumento do teor de carbono e do

tamanho de grão da Austenita (γ). Esta mesma afirmação é realizada por Tun & Lwin, o qual reforça que, distorções superficiais e estruturais do bruto de fusão podem ser potencializadas por altas temperaturas de austenitização. (TUN & LWIN, 2009).

De acordo com publicação referenciada em (SOKOLNICKI & NOWAK et al, 2016), é verificado que, a elevação da temperatura de austenitização proporciona aumento da quantidade de Austenita (γ) de alto carbono. Para temperaturas menores de austenitização, Singh ressalta a ocorrência de refino das placas de Ferrita (α). Este refino é gerado pelo aumento do nº de placas e da uniformidade de distribuição destas placas na matriz. Porém em temperaturas muito baixas pode ocorrer uma matriz com austenitização incompleta. (SINGH, 2015)

Figura 29 – Representação dos efeitos da temperatura de austenitização nas propriedades mecânicas do ADI



Fonte: (SINGH, 2015) - Adaptado

A Figura 29 demonstra a influência da variação de temperatura de austenitização nas propriedades mecânicas de um ferro fundido nodular austemperado. A temperatura de austêmpera tem o valor fixo em 385 °C.

De acordo com Tanaka & Kage, a influência da temperatura de austenitização pode ser visualizada através da representação de um diagrama composição x energia livre visto anteriormente. O aumento da intensidade desta força de condução, por consequência gera também, o aumento da nucleação da Ferrita (α) e da taxa de transformação proporcionando

atividade intensa de energia. Esta condição diferenciada, possibilita a difusão do carbono e aumenta a velocidade de crescimento das placas de Ferrita (α). Desta forma, a janela de processo anteriormente restringida pela composição dos elementos de liga, pode agora ser alterada pela temperatura de austenitização e permitir melhora significativa das propriedades mecânicas. (TANAKA & KAGE, 1992)

Com relação ao tempo de austenitização (t_γ), os estudos realizados por Harris alertam que este tempo deve ser considerada como o período de atuação da fonte de energia necessária para que ocorra aquecimento completo da seção do corpo de prova ou da peça na temperatura predefinida para austenitização. Também é considerado que este tempo é influenciado pela composição química da liga, pela contagem de nódulos de grafita e pela própria temperatura respectivamente. (HARRIS et al, 2018)

No campo da composição química, conforme publicação de Mattar Júnior, é importante citar alguns elementos de liga e como seus efeitos se destacam na influência à este tempo de austenitização - (t_γ) sendo eles:

1. Manganês (Mn) - reduz o coeficiente de difusão do carbono, impondo aumento do tempo de permanência em temperatura pré - definindo para que a difusão se torne completa.
2. Cobre (Cu) - aumenta o tempo para realização da saturação de carbono na austenitização em função da formação de segregações no entorno da grafita reduzindo a transferência de carbono para a matriz.
3. Molibdênio (Mo) – pode aumentar o tempo de saturação condicionado à elevação da temperatura de austenitização, o qual é imposto pelas segregações deste elemento em contorno de grão da austenita, onde possivelmente ocorre formação de carbonetos que são de difícil dissolução e que necessitam mais tempo em temperaturas mais elevadas para sua eliminação. Este efeito é geralmente atenuado pelo elemento Silício (Si) o qual se apresenta em quantidade expressiva nas ligas nolulares e atua como poderoso inibidor na formação dos carbonetos citados. (MATTAR JUNIOR, 2009),

Com relação à contagem de nódulos, os apontamentos de Singh mencionam que contagens altas reduzem o tempo de austenitização e esta redução é condicionada à distâncias que os átomos de Carbono (C) necessitam percorrer durante a difusão. (SINGH, 2015)

Esta afirmação também é comentada em estudos de Silva, que considera a migração do carbono a partir dos nódulos de grafita para a matriz e menciona este ponto como um fator determinante para o tempo de austenitização, reforçando que o tamanho e o número de nódulos de grafita serão influências determinantes para a mobilidade do carbono durante a saturação da superfície da peça. (SILVA, 2005)

3.6.5 O RESFRIAMENTO ISOTÉRMICO PELO PROCESSO AUSTÊMPERA.

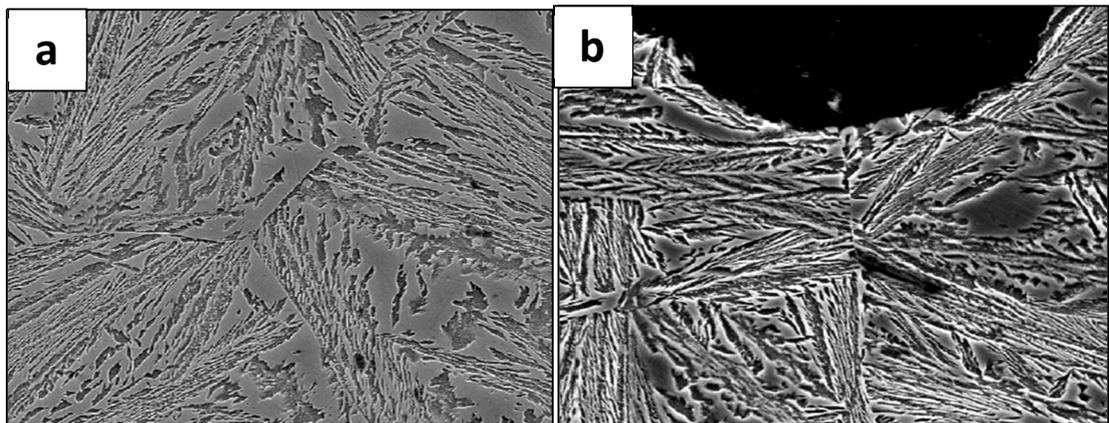
O resfriamento isotérmico para obtenção do ADI consiste na etapa de processo subsequente à austenitização a qual nomeamos como etapa de têmpera sendo realizada pelo resfriamento controlado do material em banho de sal ou banho metálico fundido em faixas de temperatura no intervalo usual de 260°C á 400°C, onde o material será mantido em temperatura e tempo definidos pela janela de processo até que ocorra a transformação da Ausferrita.(ASM HANDBOOK). A ação da temperatura de têmpera (T_A) para o ADI incorre principalmente sobre a morfologia da Ausferrita, possibilitando estruturas refinadas ou grosseiras de acordo com a faixa de temperatura pré-estabelecida.

Figura 30 – Influência da temperatura de austêmpera na morfologia da Ausferrita

(a) morfologia “grosseira” e (b) morfologia “refinada”.

(a) - $T_{Austêmpera} = 370\text{ }^{\circ}\text{C}$

(b) - $T_{Austêmpera} = 300\text{ }^{\circ}\text{C}$



Fonte: (HUPALO et al 2017)

A Figura 30 demonstra as diferenças entre as microestruturas tratadas em função da temperatura de austêmpera (T_A) esta mesma alteração da morfologia também foi encontrada por (DHAL et al , 2013) em experimentos com ADI e em (PELLIZZARI et al, 2017), onde ambos, identificam esta mesma condição para os aços, durante a formação da Bainita,

originando uma estrutura mais grosseira (bainita superior) ou mais refinada (bainita inferior) em função da temperatura. De acordo com estudos de Hupaló, em temperaturas mais altas em torno de 380°C originam-se estruturas grosseiras, que apresentam grande quantidade de blocos de Austenita (γ) de alto carbono. (HUPALO et al, 2017)

Hupaló também evidencia que ao reduzir a temperatura de têmpera, obtém-se o crescimento da estrutura com perfil mais refinado e com formação de blocos isolados de Austenita (γ) de alto carbono. Esta alteração acontece porque em temperaturas menores ocorre maior resfriamento da Austenita (γ) e a redução da taxa de difusão de carbono, dando preferência ao crescimento das placas de Ferrita (α) em velocidade e quantidade. (HUPALO et al, 2017)

Com relação ao tempo de austêmpera (t_{aus}), Harris informa que esta variável deve ser considerada como fator moderador para os estágios de reação que compõem a janela de processo do ADI e que sua variabilidade atuará sobre o desempenho das propriedades mecânicas. Harris considera que tempos curtos de austêmpera produzem materiais com alta dureza, baixa resistência à fratura e baixa ductilidade (HARRIS et al, 2018)

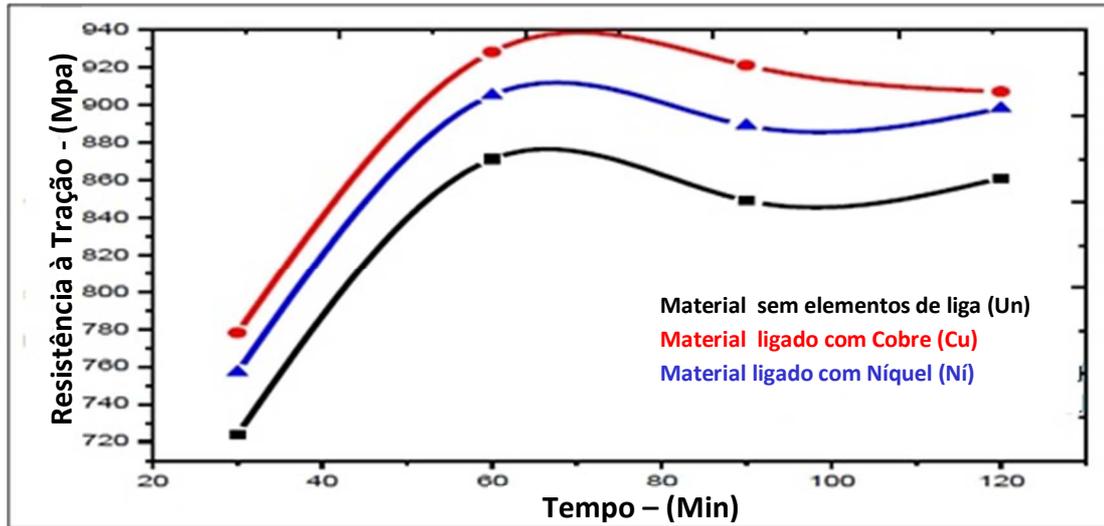
Por outro lado, tempos de austêmpera mais longos, permitem a formação de grandes quantidades de Austenita retida, fato que favorece a ductilidade. Contudo, em condição paralela e com limite muito próximo a este, o processo pode alcançar o segundo estágio de transformação, a qual prevê a formação de carbonetos que comprometem a resistência mecânica, ductilidade e resistência à fratura. (HARRIS et al, 2018)

De acordo com Mattar Júnior, em tempos curtos, a difusão do carbono é insuficiente para tornar a Austenita (γ) estável permitindo que haja a transformação em Martensita quando a temperatura atingir valores como temperatura ambiente. Considera-se que um dos principais impactos seja a diferença de enriquecimento de carbono o qual prevalece em maior quantidade na periferia das placas de Austenita (γ) e em menor quantidade quando no interior destas placas que se localizam entre as placas de Ferrita (α).

Esta diferença na quantidade de carbono gerado pela restrição do tempo para a difusão, poderá gerar uma condição metaestável não desejada ao longo do processo e será suscetível às ações do sistema gerando e influenciando transformações não previstas para a janela de processo idealizada. (MATTAR JUNIOR, 2009). Para tempos maiores de austêmpera descarta-se a possibilidade de ocorrência de martensita, pois será intensamente reduzida até seu desaparecimento e em paralelo ocorrerá aumento significativo da Ferrita (α) e Austenita (γ) de alto carbono. Esta ação é decorrente do enriquecimento de carbono em

proporção suficiente à garantir a estabilidade da Austenita (γ) condição que favorece a ductilidade e tenacidade. (HARRIS et al , 2018)

Figura 31 – Representação da influência do tempo de Austêmpera na propriedade de resistência à tração em temperatura de 350 °C.



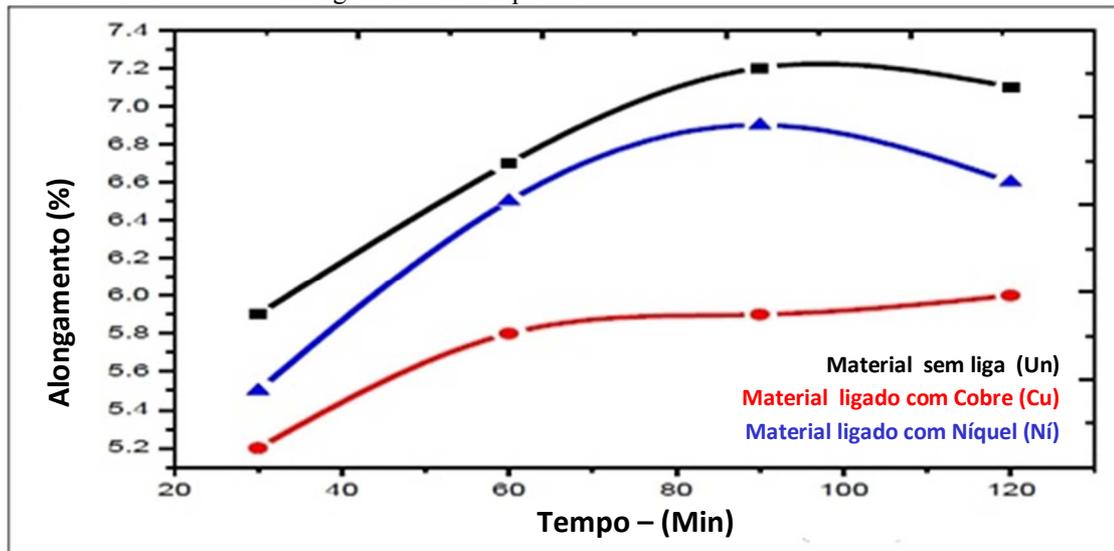
Fonte: (DHAL et al, 2013) - Adaptado

A Figura 31 demonstra a influência do tempo de austêmpera para resistência à Tração em 03 ligas nodulares, sendo o material (Un) isento de elementos de liga, o material (Cu) com liga pelo elemento Cobre e o material (Ni) com liga pelo elemento Níquel. Todas as ligas tratadas em temperatura de austêmpera de 350°C.

É possível verificar a influência do(s) elemento(s) de liga no aumento de desempenho da propriedade de resistência mecânica se comparado ao material que não possui elementos de liga. Os ganhos são de 3,4% na relação (Un – Ni) e de 6,9% na relação (Un – Cu) respectivamente.

À medida que tempo evolui, o Estágio I ($\alpha + \gamma$ alto carbono), finaliza no tempo de 65 minutos, obtendo o melhor desempenho na propriedade avaliada. A partir deste intervalo encerra-se a janela de processo dando início ao Estágio II ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$), com queda de desempenho na propriedade mecânica avaliada. (DHAL et al, 2013)

Figura 32 – Representação da influência do tempo de Austêmpera na propriedade de Alongamento em temperatura de 350 °C.



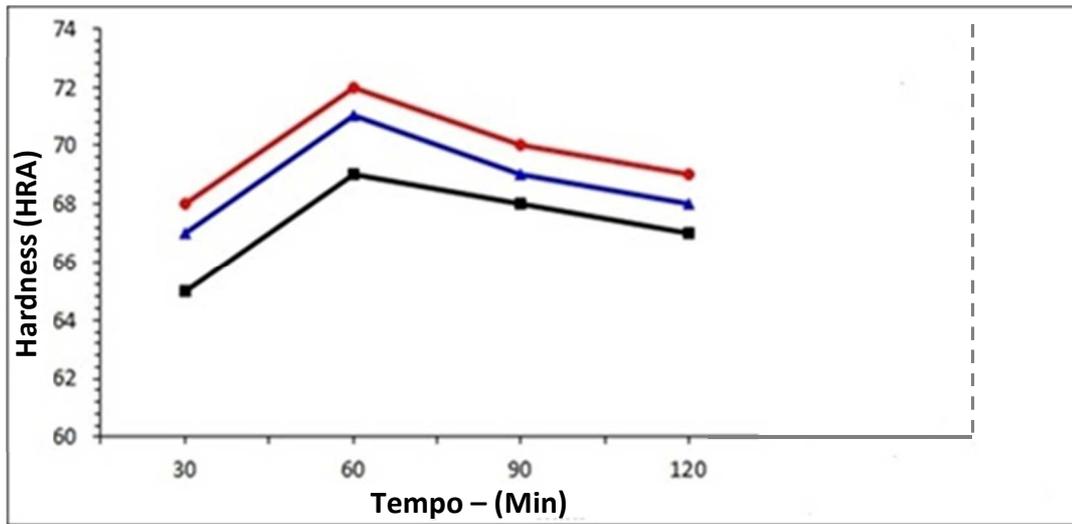
Fonte:(DHAL et al, 2013) - Adaptado

A Figura 32 demonstra a influência do tempo de austêmpera para o Alongamento em 03 ligas nodulares, sendo o material (Un) isento de elementos de liga, o material (Cu) com liga pelo elemento Cobre e o material (Ni) com liga pelo elemento Níquel. Todas as ligas tratadas em temperatura de austêmpera de 350°C.

É possível notar a queda significativa de desempenho na propriedade de alongamento para o material com elemento de liga de cobre (Cu), onde este provável comportamento é consequência dos efeitos do cobre (Cu) sobre o carbono gerado para Austenita (γ_0) e para Austenita (γ) alto carbono. Neste caso o efeito é a provável elevação da Austenita (γ_0) sem a saturação de carbono.

Desta forma, este efeito possibilita a ocorrência de Austenita retida não transformada, onde esta condição gera fragilidade e reduz o desempenho da propriedade avaliada. O alongamento das outras ligas demonstra evolução de desempenho ao longo do tempo onde considera - se o provável efeito da formação de estrutura ausferrítica mais grosseira e com alta formação de sítios de Austenita (γ) de alto carbono. (DHAL et al,2013)

Figura 33 – Representação da influência do tempo de Têmpera na propriedade de Dureza em temperatura de 350 °C.



Fonte:(DHAL e outros, 2013),

A Figura 33 demonstra a influência do tempo de austêmpera para a dureza em 03 ligas nodulares, sendo o material (Un) isento de elementos de liga, o material (Cu) com liga pelo elemento Cobre e o material (Ni) com liga pelo elemento Níquel. Todas as ligas tratadas em temperatura de austêmpera de 350°C.

O refinamento da morfologia em temperaturas menores gera maior travamento das estruturas, estabelecendo maior rigidez para movimentação de discordâncias e por consequência, gera o aumento da resistência à deformação por possuir uma estrutura mais coesa e com alta resistência ao desgaste.

À medida que tempo evolui, o Estágio I ($\alpha + \gamma$ de alto carbono), finaliza no tempo de 60 minutos, obtendo o melhor desempenho na propriedade avaliada.

A partir deste intervalo encerra-se a janela de processo dando início ao Estágio II ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$), onde a provável formação de carbonetos deveria auxiliar a elevação da dureza porém, com redução das outras propriedades mecânicas mencionadas. (DHAL et al,2013).

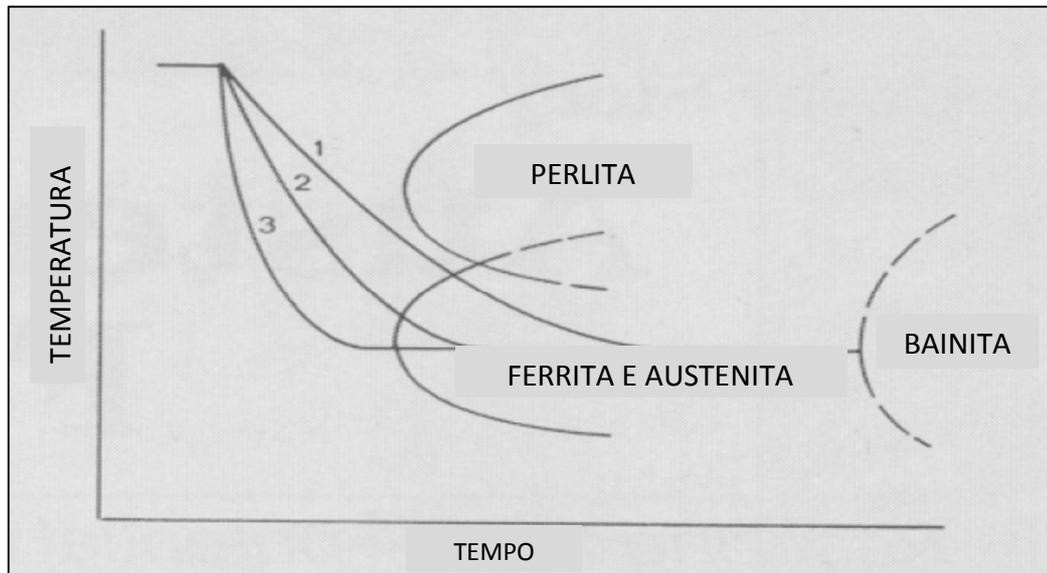
3.6.6 A INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE DE RESFRIAMENTO NA AUSTEMPERA

Durante resfriamento da peça até a temperatura de austêmpera na qual o material permanecerá até que ocorra o máximo de saturação de carbono na austenita, deve se observar e monitorar variações da temperatura inerentes a esta etapa do processo.

A velocidade de resfriamento de busca atingir duas condições de extrema importância para formação do ADI:

1. Prevenir a formação de Perlita e Ferrita durante a etapa de resfriamento.
2. Possibilitar, de forma rápida, que o material atinja a temperatura de austêmpera.

Figura 34 – Representação da influência da velocidade de resfriamento para formação da austenita durante etapa de Austêmpera.



Fonte: (KOVACS, 1990)

Conforme demonstrado na Figura 34, para a curva de resfriamento 01, não ocorre a formação da Perlita, entretanto a reação acontece em temperatura com valores superiores ao planejado. Ao alcançar a temperatura da austêmpera, parte da peça já sofreu transformação, originando uma estrutura considerada “mista” no ADI. Verifica-se ainda que a utilização da curva de resfriamento 03 possibilita que toda a estrutura seja transformada na temperatura planejada e desta forma se alcance o melhor resultado para as propriedades mecânicas quando comparado ao resultado obtido pelas curvas de resfriamento 01 e 02. (KOVACS, 1990),

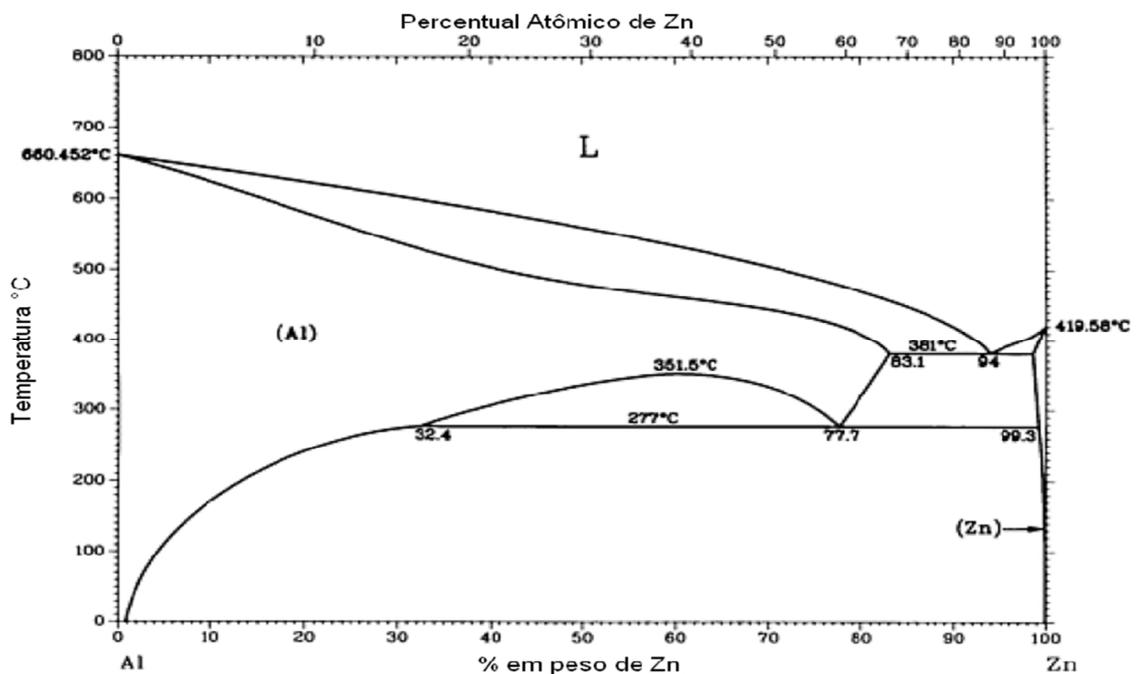
3.6.7 A APLICABILIDADE DA AUSTÊMPERA EM BANHO ZAMAC

A busca por meios alternativos ao banho de sal para realização do resfriamento da austêmpera se mostra pertinente seja pelas as restrições de utilização impostas pela legislação ambiental vigente ou pelos custos de tratamento vinculados aos resíduos químicos gerados por este tipo de processo industrial. A literatura consultada menciona o emprego dos banhos de sais fundidos, geralmente à base sódio ou potássio na modalidade de Nitritos ou Nitratos, em faixas de temperatura de 260°C à 420°C. De acordo com Souza, existem estudos que

demonstram a aplicabilidade de banhos metálicos fundidos com emprego de Chumbo (Pb) ou Estanho (Sn) em baixas temperaturas.(SOUZA, 2015)

Em seu estudo, Souza verifica a possibilidade de utilização de liga eutética de Zinco-Alumínio (ZnAl), como proposta alternativa para o resfriamento isotérmico da austêmpera mencionando também possíveis variações para ancoragem da camada de Zinco em função das elevadas temperaturas, onde os níveis de oxidação gerados na superfície poderiam influenciar de maneira restritiva a formação da camada de zinco no em torno do corpo de prova e da peça.(SOUZA, 2015)

Figura 35 – Representação do diagrama de equilíbrio para a liga ZnAl



A Figura 35, demonstra o diagrama de equilíbrio para a liga Zinco- Alumínio (Zn Al). A faixa aplicável de trabalho do Zamac com o banho na condição líquida é considerada em 381°C para um material com % de peso de Zn em torno de 80 a 95%.

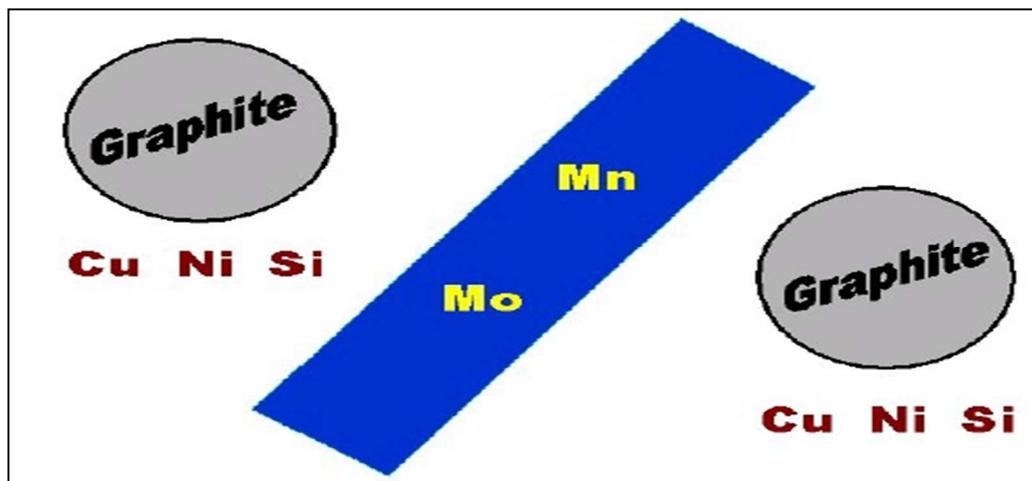
3.7 A INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA NA EVOLUÇÃO DA AUSTÊMPERA

A busca pela combinação de alta resistência mecânica e alta tenacidade tem relação direta com a formação da microestrutura aplicada ao material ADI. O desempenho destas propriedades é diretamente impactado por fatores como formação de carbonetos, porosidades

e micro segregações, que são originadas em grande parte, pela contagem insuficiente de nódulos e a baixa nodularidade. De acordo com Silva, com a utilização de elementos de liga e obtenção de alto número de nódulos gera redução de distâncias entre os nódulos, limitando os espaçamentos para a formação de segregações. As segregações se formam principalmente nos contornos de célula durante solidificação do ferro fundido nodular. (SILVA, 2005). Esta confirmação também é validada por (HAYRYNEN, 2002) e (LIU & ELLIOT, 2016)

Em etapa posterior à austenitização, já na condição isotérmica do resfriamento, as regiões que possuem alta segregação bloqueiam e retardam as transformações oriundas da austêmpera, possibilitando a formação de austenita de baixo carbono e posteriormente, a martensita. Estas morfologias não proporcionam elevação das propriedades de alta resistência e tenacidade, na verdade surtem fragilidade à matriz obtida no tratamento.

Figura 36 – Posicionamento de segregação x tipo de elemento químico .



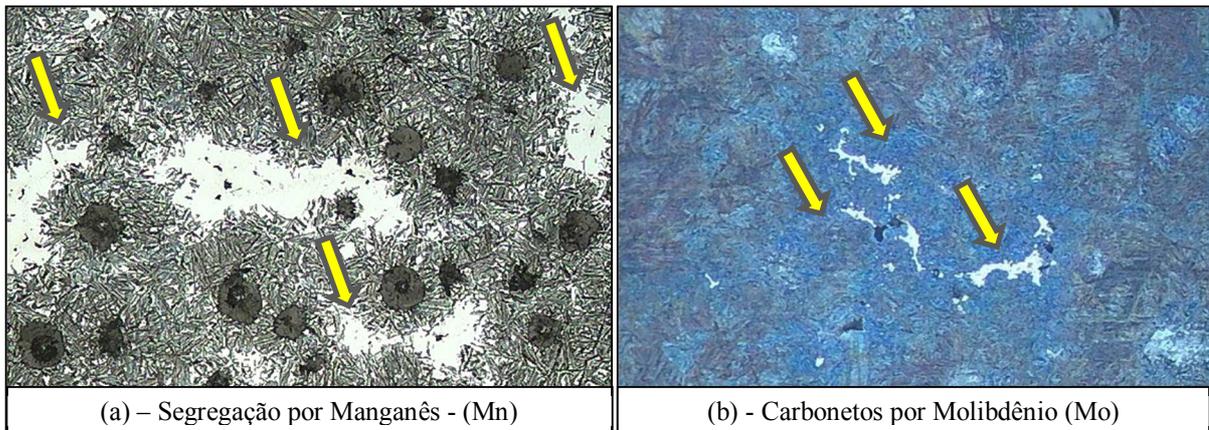
Fonte:(HAYRYNEN, 2002)

A Figura 36 demonstra o posicionamento das segregações de cada elemento químico durante o processo de resfriamento isotérmico da austêmpera onde os elementos Molibdênio (Mo) e Manganês (Mn) concentram suas segregações entre os nódulos de grafita. Já os elementos, Cobre (Cu), Níquel (Ni) e Silício (Si) posicionam suas segregações no contorno do nódulo de grafita. Como efeito, ocorre a aceleração da reação do estágio I, ou seja, a decomposição da austenita (γ) para formação de Ferrita (α) e Austenita (γ) de alto carbono onde recomenda - se um número de 100 a 150 nódulos por mm^2 , para uma matriz que possua de 90 a 95% de grafita em nódulos com distribuição fina. O grau de nodularização deve ser no mínimo de 85% para seções até 25 mm de espessura onde partir deste valor, recomenda-se grau de nodularização mínimo de 95%. (SILVA, 2005)

Figura 37 - Apresentação visual da matriz do ADI com ênfase nos itens da estrutura pós tratamento

Item (a) - Segregação

Item (b) – Carboneto.



Fonte: (HAYRYNEN, 2002)

A Figura 37 demonstra na letra (a), a formação de segregações de Manganês (Mn), representadas pelas regiões de cor branca indicadas pelas setas na letra (a), onde o posicionamento destas segregações se encontra entre nódulos de grafita. Na letra (b), nas regiões claras, é demonstrado a formação de carbonetos pela ação do elemento Molibdênio (Mo). Todas as regiões transformadas pós tratamento.

3.8 A COMPOSIÇÃO QUÍMICA E SUA ATUAÇÃO NA AUSTÊMPERA

A composição química da liga através de seus elementos, exerce uma influência determinante para o tratamento térmico de austêmpera. Esta influência é caracterizada por condições distintas de ação e reação que incidem na matriz durante e após o tratamento térmico

Tabela 06 – Relação do efeito variável sobre o carbono solubilizado para força de condução e velocidade de reação por ação de elementos de liga.

Elemento	Efeito sobre o carbono solubilizado para austenita de alto carbono (γ_{HC})	Efeito no carbono solubilizado para austenita primária (γ)	Efeito na força de condução e velocidade do estágio I ($\gamma_{HC} - \gamma$)
Mo	Reduz	Reduz	Reduz suavemente
Mn	Reduz	Aumenta	Reduz agressivamente
Ni	Reduz	Reduz	Reduz suavemente
Cu	Reduz	Aumenta	Reduz suavemente
Si	Aumenta	Reduz	Reduz /aumenta suavemente

Fonte: (BENAM, 2015)

A Tabela 06 demonstra a ação dos elementos de liga e seus efeitos sobre a força de condução nos Estágios I e II da reação. Este efeito prevê alteração da força de condução das reações de Estágio I ($\gamma \rightarrow \alpha + \gamma$ de alto carbono) e posteriormente em Estágio II (austenita (γ) alto carbono $\rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$).

Em referência à (BENAM, 2015) e (HAYRYNEN, 2002), o método de adição de elementos de liga tem como principal função a obtenção da austemperabilidade, que consiste na capacidade da liga nodular em se transformar totalmente em ausferrita sem que ocorra a formação de perlita durante o tratamento térmico. Esta afirmação também é confirmada por (GUESSER, 2009), que menciona inclusive que todos os elementos de liga, deslocam a janela de processo para períodos de tempo mais longos. De acordo com (BENAM, 2015), (HAYRYNEN, 2002) e por (TUN & LWIN, 2009), os efeitos da adição de elementos de liga para o processo de austêmpera seguem descritos a seguir:

- Molibdênio

- Reduz suavemente a quantidade de carbono da austenita (γ) e austenita (γ) de alto carbono.
- Baixo impacto na redução da velocidade de reações de estágio I e II.
- A formação de carbonetos é oriunda da segregação deste elemento posicionada nos espaços entre as células durante a solidificação da liga.

- Manganês

- Eleva a quantidade de carbono da austenita (γ) e reduz a quantidade de carbono da austenita (γ) de alto carbono.
- Como estabilizador da austenita, também reduz a temperatura de transformação eutetóide, condição que contribui para a formação de austenita não transformada.
- Alto impacto na redução da velocidade de reações de estágio I e II. Este efeito é vinculado à alta segregação que ocorre entre as células eutéticas, retardando a velocidade das reações nestas regiões e alterando o período para fechamento da janela de processo.
- Os carbonetos também se formam por segregação e se localizam na vizinhança entre as células eutéticas.
- Influencia a formação da ausferrita em temperaturas acima de 370 °C e teor acima de 0,35%, permitindo o início do estágio II na célula eutética antes que a reação do estágio I esteja finalizada na vizinhança entre estas células. Esta condição pode gerar nestas regiões,

ausferrita com processo incompleto de formação. Este atraso também pode gerar a formação de martensita em regiões específicas incluindo ainda, austenita com baixos teores de carbono.

- Níquel

- Reduz a temperatura de austenitização.
- Ocorre segregação em região próxima ao contorno do nódulo de grafita.
- Reduz a quantidade de carbono da austenita (γ) e da austenita (γ) de alto carbono.
- Baixo impacto na redução da velocidade de reações de estágio I e II, mantendo atraso perceptível para a reação. Auxilia para a prevenção de efeitos de fragilidade no estágio II.
- Pode bloquear a transformação da austenita, antecipando sua estabilização e desta forma, contribuir para a formação de austenita não transformada.
- Deve ser aplicado em níveis de 2% em situações onde ocorrer a identificação de níveis de cobre excessivos a 0,8%.

- Cobre

- Reduz a temperatura de austenitização.
- Ocorre segregação em região próxima ao contorno do nódulo de grafita. Reduz a probabilidade de formação de carbonetos. Auxilia para a prevenção de efeitos de fragilidade no estágio II.
- Eleva a quantidade de carbono da austenita (γ) e reduz da austenita (γ) de alto carbono. Em teores menores que 1% pode também elevar a quantidade de austenita (γ) de alto carbono.
- Baixo impacto na redução da velocidade de reações de estágio I e II, mantendo atraso perceptível para a reação.
- Gera influência para variação nas propriedades de dureza, resistência e alongamento de acordo com a combinação entre teor aplicado x temperatura de austenitização x temperatura de austêmpera.

- Silício

- Promove a difusão do carbono, estabiliza a formação da ferrita e possui alto potencial de grafitação que favorece a formação de nodularidade e a contagem de nódulos.
- Ocorre segregação em região próxima ao contorno do nódulo de grafita.
- Pode também elevar a probabilidade de formação de segregação do Manganês entre as células e desta forma influenciar no atraso de reações da austêmpera.

- As variações da quantidade de carbono da austenita (γ) e da austenita (γ) de alto carbono são dependentes dos teores aplicados x temperaturas de austenitização utilizadas.

- O silício reduz drasticamente a formação de carbonetos durante o estágio II, além de contribuir diretamente para o atraso de reação do estágio II.

- Valores acima de 3,2% podem contribuir para formação de pequenas regiões de austenita retida em função da redução de velocidade de reações da austêmpera.

- Alumínio

- Influencia para a formação de nódulos irregulares, tem efeito negativo para a nodularidade e contribui para formação de defeitos estruturais, dentre eles, a porosidade.

- Eleva contagem de nódulos dado seu poder grafitizante

- Ocorre segregação em região próxima ao contorno do nódulo de grafita.

- Quando em teores até 0,48% e associado a tempos de austêmpera relativamente curtos, pode gerar cementita. Este efeito traduz a condição de atraso de reação do estágio II, gerando aumento do tempo de austêmpera.

- Eleva a velocidade do estágio I e reduz a velocidade do estágio II.

- Cromo

- Influencia na estabilização da ferrita, possibilitando aumento da resistência e dureza mas com redução da ductilidade.

- Possui potencial para formação de carbonetos com segregação localizada e localizada na vizinhança entre as células eutéticas.

- Aumenta a velocidade de reação no estágio I com possibilidade de antecipação da abertura da janela de processo, como tem potencial para formação de carbonetos, pode antecipar também o estágio II, reduzindo efetivamente a janela de processo, principalmente em altas temperaturas. Estudos realizados revelam que para teores acima de 0,4%, a redução do tempo de janela tem seu início fixado. Valores até 0,3% contribuem para aumento da resistência à fratura, porém com dependência associada também ao tempo de janela e temperatura utilizado.

- Boro

- Influencia o aumento de número de nódulos mas, com prejuízo à condição de nodularidade.

- Tem potencial para formação de carbonetos e realiza a segregação em regiões de contorno do nódulo de grafita.

- Pode influenciar e/ou modificar a taxa de difusão do carbono, pois o boro possui alta difusibilidade em regiões intersticiais. Estudos realizados demonstram que teores de até 0,03% podem aumentar a velocidade de formação da ausferrita com perfil refinado, contribuindo para aumento da resistência mecânica e dureza, porém com decréscimo da resistência ao impacto.

- Vanádio

- Influencia a redução do número de nódulos e em paralelo, a nodularidade.
- Tem potencial para formação de carbonetos em teores superiores a 0,15%.
- Estudos demonstram seu papel principal como um agente para o aumento da dureza da liga, porém de forma inversa, também reduz a propriedade de alongamento. Em teores acima de 0,45% podem influenciar para redução do valor de resistência à tração do material.

- Estanho

- Em teores entre 0,025% a 0,1% se apresenta como um estimulador à formação da perlita, porém valores acima de 0,1% podem contribuir para a fragilidade do material.
- Possibilita aumento da resistência ao desgaste, contrapondo a necessidade de durezas maiores em seções menores da geometria da peça.
- Não possui efetivo potencial para formação de carbonetos.

- Nióbio

- Em teores acima de 0,85% se apresenta como um formador de carbonetos e como um redutor do espaçamento lamelar da perlita.
- Também pode restringir a movimentação do carbono e alterar o crescimento da grafita na solidificação e da perlita durante a reação eutetóide.
- Em tempos longos de austêmpera e com formação de ausferrita grosseira, onde teores a partir de 0,04% podem influenciar na redução de resistência à tração e resistência ao impacto.

- Cobalto

- Este elemento pode aumentar consideravelmente a velocidade de reação do estágio I, porém no estágio II, a alteração de velocidade é baixa.
- Esta condição altera a janela de processo, possibilitando sua ampliação e desta forma favorecendo a austêmpera de regiões de espessura maior, possibilitando aumento da

ductilidade e ganho na produtividade do processo. Adição em teores de 0,5% promovem ganhos nas propriedades mecânicas como resistência ao impacto e à tração.

3.9 AS VARIAÇÕES IMPOSTAS PELA GEOMETRIA DIMENSIONAL

A geometria também exerce influência para o tratamento de austêmpera com variação expressiva entre regiões de espessuras maiores e menores. Conforme apontamentos de Singh, os componentes com seções dotadas de espessuras maiores necessitam maiores tempo de submissão ao tratamento térmico com possibilidade de gerarem maior segregação de elementos. Por outro lado, espessuras menores sofrem taxas de resfriamento maiores e por consequência, propiciam valores de durezas mais altos em regiões específicas do componente, assim como maiores taxas de nucleação. (SINGH, 2015)

De acordo com estudos de Ganesh, a variação de geometria determina que em regiões finas o tamanho dos nódulos de grafita se apresenta mais uniforme e a distância entre nódulos é menor se comparado às regiões de maior espessura. Esta condição pode gerar influência no movimento difusional do carbono durante tratamento térmico, de forma benéfica, pois reduz os espaços disponíveis para a formação de segregações de outros elementos químicos. (GANESH et al, 2016)

Tabela 07 – Desempenho experimental do processo de austêmpera para seções com diferentes espessuras em intervalos de tempo padronizados.

Temperatura Austenitização	Temperatura Austêmpera	Espessura	Tempo de Austêmpera	Dureza HB	Tensão Máx. Tração
(°C)	(°C)	(mm)	(Minutos)	(10mm,1000kgf)	(Mpa)
900	350	2	5	328	1015
			10	307	995
			15	295	990
900	350	4	5	312	975
			10	311	960
			15	304	950
900	350	6	5	302	930
			10	308	920
			15	297	900
900	350	8	5	302	915
			10	298	920
			15	285	910

Fonte: (GANESH et al, 2016)

A Tabela 07 demonstra o desempenho de simulações experimentais de processo de austêmpera para seções com diferentes espessuras. De acordo com os dados demonstrados, é possível enunciar algumas considerações para o tópico relacionado à influência da espessura da seção x tempo de tratamento:

- Dureza

A elevação da dureza é obtida mediante as reduções de espessura e tempo de tratamento, contribuem simultaneamente para o aumento da taxa de resfriamento da seção resultando em regiões com microestrutura mais refinadas, perfil microestrutural mais coeso e uniformemente distribuído, onde esta condição impõe para a força aplicada em uma respectiva área, maior resistência à deformação gerada pela impressão do penetrador e /ou medidor.

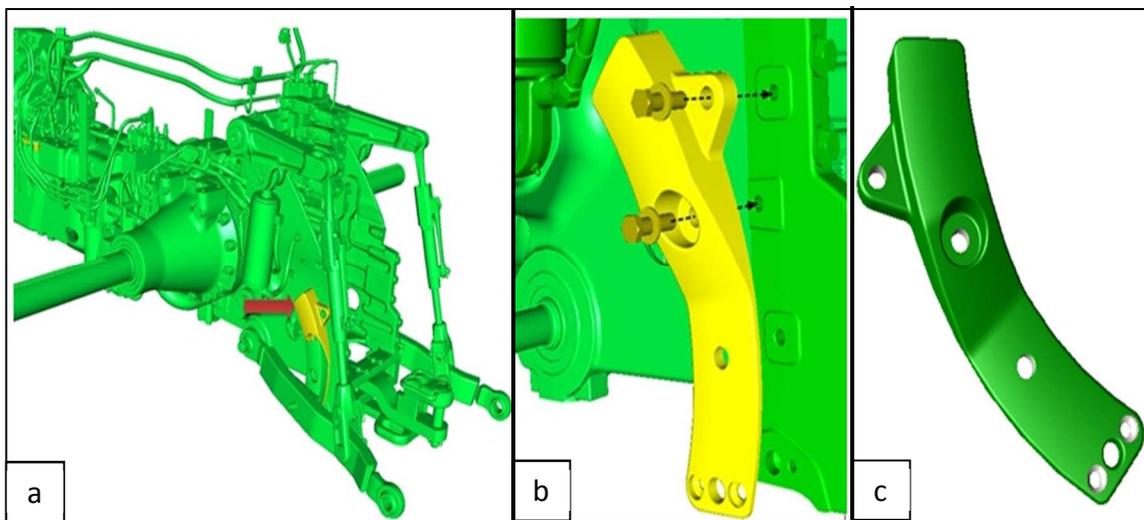
- Tensão máxima à tração

A propriedade de resistência à tração em valores mais elevados, é obtida por regiões com microestrutura mais refinadas. O refino da microestrutura reduz espaços entre grãos, travando a estrutura de planos cristalinos, impondo maior resistência ao início do escoamento e posteriormente, à movimentação de discordâncias durante a ação de carregamento da tensão aplicada para gerar deformação e posteriormente, a ruptura.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

O componente mecânico objeto deste estudo é utilizado no meio agrícola com aplicação específica como batente limitador do levante hidráulico para implementos utilizados por tratores. Nesta aplicação funcional, o componente é submetido a carregamentos que exigem desempenho diferenciado nas propriedades mecânicas como a resistência a tração, ductilidade e tenacidade.

Figura 38 – Representação da montabilidade do componente de estudo.



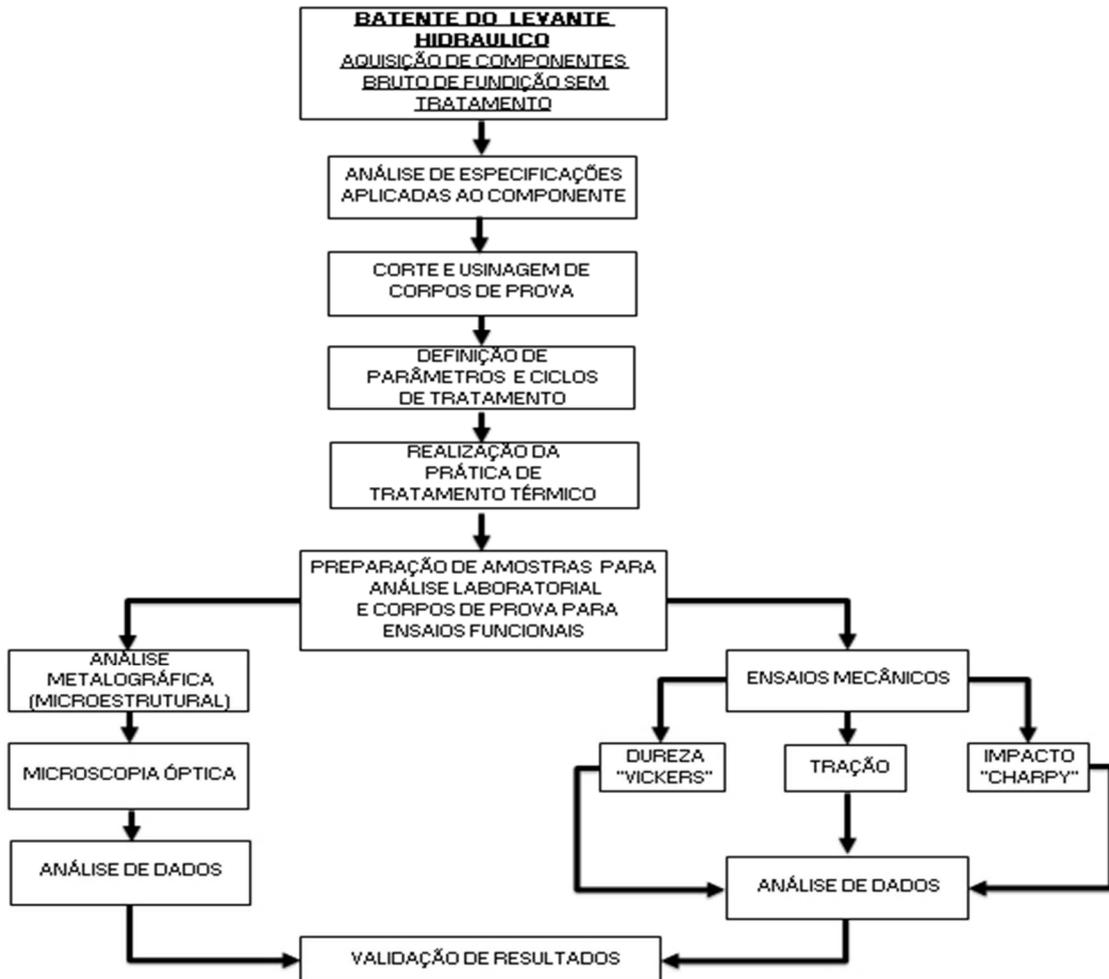
Fonte: Manual do fabricante para Manutenção, Peças & Serviços; (2017)

A Figura 38 demonstra a aplicação do componente em estudo. No primeiro bloco, na letra (a), é visualizado o posicionamento do componente no conjunto mecânico do sistema de transmissão. No segundo bloco, na letra (b) verifica-se a condição de fixação do componente ao conjunto de transmissão. No terceiro bloco, na letra (c), é verificado o design do componente de forma isolada, sem as montagens complementares.

4.1 FLUXOGRAMA DE ATIVIDADES EXPERIMENTAIS

Esta etapa tem como propósito definir a sequência de eventos necessária para realização das práticas experimentais propostas por este trabalho.

Figura 39 – Representação do Fluxograma de etapas integrantes da metodologia experimental



Fonte: Arquivo próprio do autor

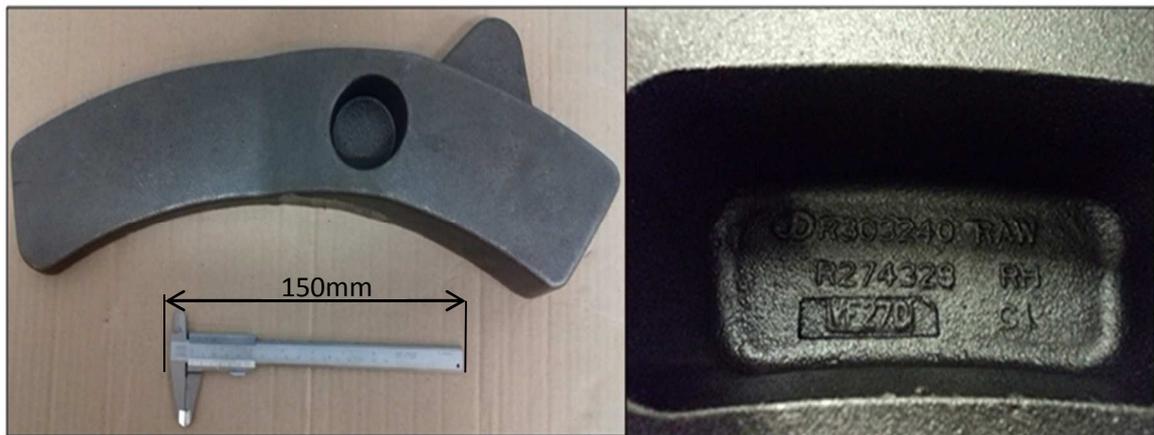
A Figura 39 exibe o fluxograma sumarizado da sequência de eventos utilizada na preparação, tratamento, análise e validação dos corpos de prova utilizados no trabalho experimental realizado.

4.2 MATERIAIS

4.2.1 Ferro Fundido Nodular

Foram produzidas 20 amostras em ferro fundido nodular em sistema de moldagem por areia verde para obtenção de um material bruto de fusão conforme norma (ASTM A536 - 84,1999) na Classe 100-70-03. A fusão da liga foi processada em forno elétrico com sistema de aquecimento por indução. A nodularização foi realizada com adição de liga Fe-Si-Mg e a inoculação através da adição de liga Fe-Ca-Si. A temperatura de vazamento foi de 1380°C.

Figura 40 – Representação da peça final bruta e a rastreabilidade de fusão



Fonte: Arquivo próprio do autor

A Figura 40 exibe a condição da peça final bruta e a rastreabilidade obtida após o processo de fundição. O peso médio da(s) peça(s) foi de 9,5 Kg. A rastreabilidade do material foi registrada sob o nº VF27D, associada à composição química informada pelo Relatório de análise metalúrgica CQ1965/16 foi realizada por espectrometria do ferro fundido no laboratório metalúrgico do fabricante de fundição. A composição química da liga realizada pelo fabricante é verificada conforme a Tabela 08.

Tabela 08 – Composição Química - Ferro Fundido Nodular Bruto de Fusão - (% em massa).

C	Si	Mn	Mg	Cu	Ni
3,56	2,3	0,32	0,034	0,66	0,53
Mo	Sn	S	P	Cr	Fe
0,18	0,02	0,007	0,021	0,03	Bal.

Fonte: Relatório de Qualidade Metalúrgica nº1965/16 - Fundição fabricante do material.

4.2.2 - Zamac 5

Para realização do tratamento térmico de austêmpera em meio isotérmico alternativo, sendo esta a condição experimental que integra a proposta deste trabalho, foram adquiridos lingotes de liga ZnAl, comercialmente nomeado como Zamac nº5 . Os lingotes foram seccionados e pesados. A fusão foi realizada em um cadinho de carbeto de silício. A composição química do material é informada conforme Tabela 09.

Tabela 09 – Composição Química da liga Zamac 5 - (% em massa).

Zn	Al	Cu	Fe	Mg	Si	Pb	Bi
93,4	4,24	1,9	0,09	0,13	0,018	0,013	0,01
La	Ce	Mn	Cr	Sn	Ce	Ni	Outros
0,007	0,006	0,0059	0,0037	0,003	0,002	0,002	<0,0005

Fonte: Relatório de análise química e composição - Método ZN 130 - LAFUN

A análise química do Zamac 5 foi obtida por técnica de espectroscopia de emissão ótica, realizado no Laboratório de Fundição da UFRGS - LAFUN. Para o confirmação do material Zamac 5, é possível identificar os índices mais expressivos dos elementos característicos da liga, sendo estes o Zinco (Zn), Alumínio (Al) e Cobre(Cu).

4.3 MÉTODOS

4.3.1 EXTRAÇÃO DE CORPOS DE PROVA

Ao total foram extraídos 55 corpos de prova distribuídos em:

- 06 blocos utilizados para validação metalúrgica e mecânica do bruto de fusão com aplicação de análise metalográfica e ensaios mecânicos.
- 49 blocos para validação do tratamento térmico experimental proposto.

Figura 41 – Representação da região de extração de corpo de prova de Tração e Impacto



Fonte: Arquivo próprio do autor

A Figura 41 demonstra as regiões de corte para extração dos corpos de prova para tração e impacto. A extração dos corpos de prova para a caracterização micro estrutural do ferro fundido bruto de fusão e para a validação do tratamento térmico foi realizada através do corte da peça em região de espessura intermediária com o objetivo de evitar:

- Regiões com espessuras finas que geralmente, apresentam áreas de maior nucleação
- Regiões com espessuras maiores que possuem maior probabilidade de segregação de elementos.

A sequência da preparação dos corpos de prova para ensaios segue conforme as etapas abaixo descritas:

1. Realizado corte de blocos (blanks) com sobre metal para usinagem final dos corpos de prova finais. As dimensões obtidas dos blanks foram de 12 x 12 x105 (mm).
2. Os blocos (blanks) com sobremetal para usinagem final foram submetidos a um processo de normalização em forno elétrico tipo “mufla” com temperatura de 850 °C por 01 hora e resfriamento em temperatura ambiente. A aplicação deste pré - tratamento buscou reduzir possíveis variações do bruto de fusão evitando que as mesmas pudessem influenciar os resultados de testes.

Os blocos (blanks) com sobremetal para usinagem em dimensões de 12 x 12 x105 (mm), foram manufaturados processo de usinagem através de operações de torneamento e fresamento para obtenção de corpos de prova com dimensões finais para o ensaio de tração e impacto. A usinagem dos corpos de prova foi realizada no laboratório de transformação mecânica do LAβIM – CETEMP/SENAI

4.3.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL E MECÂNICA DO BRUTO DE FUNDIÇÃO

Para a caracterização das propriedades mecânicas os corpos de prova foram ensaiados nos respectivos ensaios de:

- Ensaio de Tração realizado no laboratório de metrologia e ensaios do LAβIM – CETEMP/SENAI. Cp's de Tração com dimensões 36 x 9 (mm) e extremidades com rosca de fixação M12 x 1,75 (mm), resultando em um comprimento útil de

ensaio de 36 (mm), em classe reduzida de dimensão conforme norma (ASTM E8/E8M, 2016).

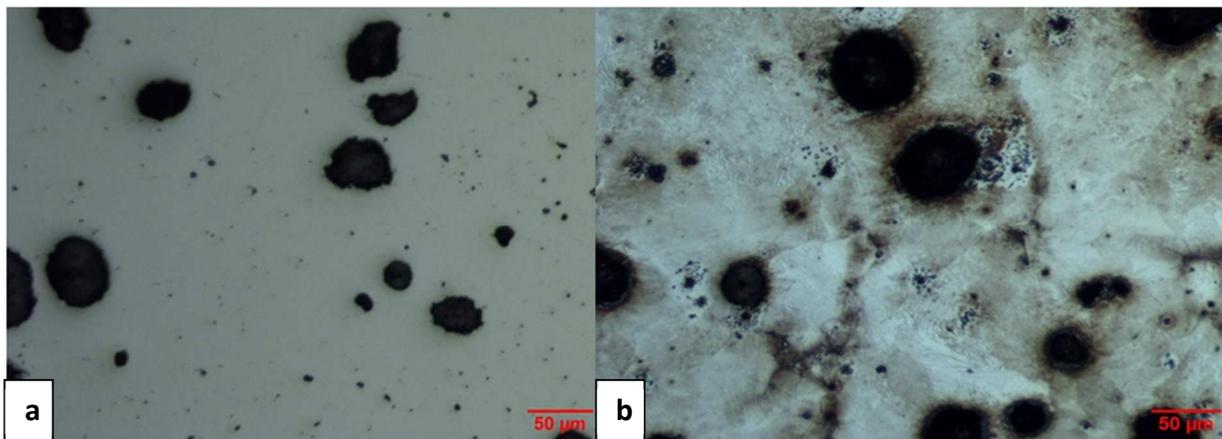
- Impacto conforme método Charpy, sem entalhe, realizado no laboratório de metrologia e ensaios do LAβIM – CETEMP/SENAI Cp's de Impacto: dimensões de 55x10x10 (mm) conforme norma (ASTM A327/A327M, 2006).
- Dureza escala Brinell realizado no laboratório de metalurgia e ensaios do LAFUN – UFRGS conforme norma (ASTM E10, 2015).

A análise microestrutural e metalográfica foi realizada no laboratório de metalurgia e ensaios do LAFUN – UFRGS. A metodologia para preparação de amostras seguiu a orientação conforme norma (ASTM E3,1995) e a caracterização da microestrutura seguiu a orientação conforme norma (ASTM A247, 2016).

Figura 42 - Microestrutura do ferro fundido nodular bruto de fusão –

Foto (a) - sem ataque e ampliação (100X.)

Parte (b) com ataque nital 2% e ampliação (100X).



Fonte: Arquivo próprio do autor

A Figura 42 demonstra a microestrutura do ferro fundido nodular bruta de fusão. É possível verificar na parte (a), sem ataque e com ampliação 100X, a presença de grafita em nódulos evidenciando a estrutura do ferro fundido nodular. Na parte (b), com ataque nital 2% e ampliação (100X), a microestrutura é predominantemente perlítica (regiões da matriz com fundo em tonalidade mais escura).

A validação da composição, estrutura e de propriedades mecânicas foi realizada e os resultados encontrados foram comparados com as especificações requeridas nas normas listadas conforme Tabela 10.

Tabela10 – Representação de especificações e resultados de ensaios aplicados ao ferro fundido nodular bruto denominado “material base” conforme normas aplicáveis.

Composição Química			
Especificação (%)	Norma Técnica	Encontrado (%)	Status de Atendimento
C (3,60% ± 0,20%)		3,56	
Si (2,50% ± 0,20%)		2,3	
Mn (0,35% ± 0,05%)		0,32	
P (0,04% Máximo)		0,021	
S (0,02% Máximo)	ASTM	0,007	
Mg (0,04 ± 0,005)	A897	0,034	Aprovado
Cr (0,10% Máximo)		0,03	
Sn (0,02% Máximo)		0,02	
Cu (0,80% Máximo)		0,66	
Mo (0,30% Máximo)		0,18	
Ni (2,0% Máximo)		0,53	
Carbono equiv.(4,3 a 4,6)		4,33	
Análise Metalográfica			
Especificação	Norma Técnica	Encontrado	Status de Atendimento
Grafita - Esferoidal tipo I e II em quantidade > 90%		Grafita esferoidal tipo I e II em quantidade > 95%	
Nº de nódulos/mm ² X > 100	ASTM	167 nódulos / mm ²	Aprovado
Matriz perlítica (CP Y) > 90%	A247	99% Perlítica	
Matriz perlítica (Peça) > 90%		99% Perlítica	
Ensaio Mecânicos			
Especificação	Norma Técnica	Encontrado	Status de Atendimento
Dureza Brinell (HB) 245 a 295	JDM	255 HB	
Resistência à Tração > 700 Mpa	B8	808 a 826 Mpa	
Resistência ao Escoamento > 440 Mpa	ASTM	518 a 559 Mpa	Aprovado
Alongamento > 2%	A536-84	3,8 a 4,1 %	

Fonte: Norma interna do fabricante nº JDM B8 - Ductile (Spheroidal Graphite) Cast Iron Specification

As especificações foram confrontadas com os resultados obtidos até o momento para o material bruto de fusão onde são realizadas as seguintes considerações:

- Com relação à composição química é importante ressaltar que não há uma especificação estabelecida em critérios normativos previstos pela norma (JDM B8) para determinação de uma composição química padronizada para o

material bruto. Adotou-se a especificação conforme norma (ASTM A897, 2011), a qual é relacionada pela JDM B8 para o requisito de composição química.

- O referencial descrito pela norma (ASTM A897, 2011) e (JDM B8) indica que a validação da composição química é correlacionada com o atendimento satisfatório para o desempenho obtido em ensaios aplicados às respectivas propriedades mecânicas relacionadas para o material.
- Para o carbono equivalente, é possível afirmar de acordo com o item 3.5.3 do referencial teórico, que valores de $CE > 4,3$ implicarão em grafita primária nodular na estrutura.
- Com relação à microestrutura, a mesma se encontra em conformidade com morfologia prevista pela norma (ASTM A247, 2016).
- Com relação aos ensaios mecânicos, todas as propriedades mecânicas do ferro fundido nodular atendem as especificações relacionadas para a classe 100-70-03 conforme normas (ASTM A897, 2011) / (ASTM A247, 2016) / (ASTM A536-84, 1999).

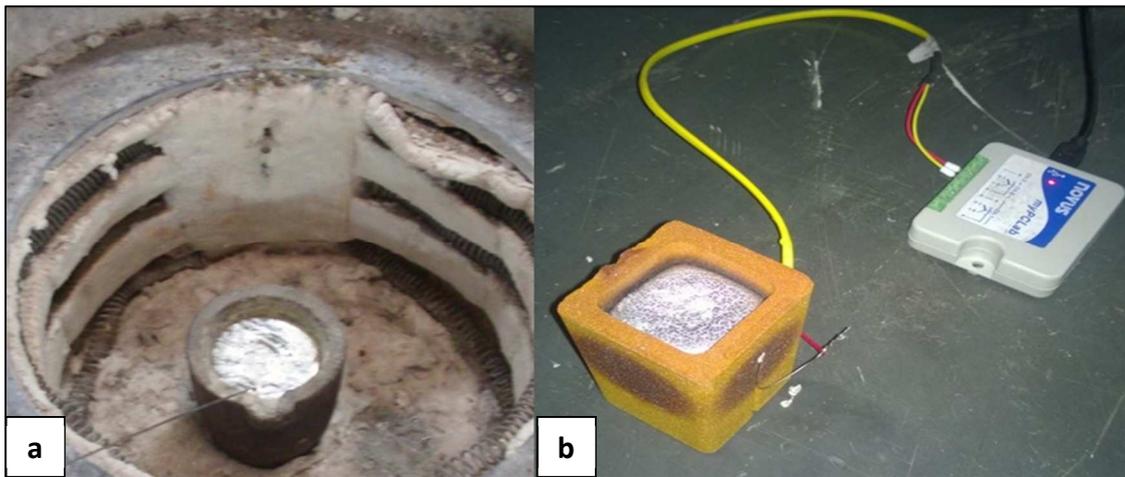
Desta forma é possível afirmar que o ferro fundido nodular na condição bruta de fusão, está em conformidade com as especificações e apto a ser submetido ao processo experimental de tratamento térmico em etapa posterior deste trabalho.

4.3.3 DETERMINAÇÃO DA CURVA DE SOLIDIFICAÇÃO DO ZAMAC

Foi realizada fusão e vazamento para obtenção experimental de análise térmica para verificação da curva de resfriamento durante solidificação do material Zamac 5 com o propósito de determinar a temperatura “liquidus” do respectivo material. A temperatura de fusão do Zamac 5 se estabelece na faixa de 380 °C à 420°C

Amostras foram retiradas de diferentes lingotes totalizando 01 Kg de Zamac 5, o qual foi aquecido em forno resistivo tipo “poço” com a utilização de um cadinho de carbetto de silício com capacidade de 325ml. Com a finalização da fusão completa do Zamac 5 na temperatura de 410°C, o metal líquido foi transferido para um copo de análise térmica, instrumentado, com a utilização de um termopar tipo “K”. A coleta eletrônica de dados foi realizada através do software Novus – My PCLab com taxa de aquisição de 500 Hz.

Figura 43 – Ensaio para obtenção da curva de solidificação do Zamac 5



Fonte: Arquivo próprio do autor

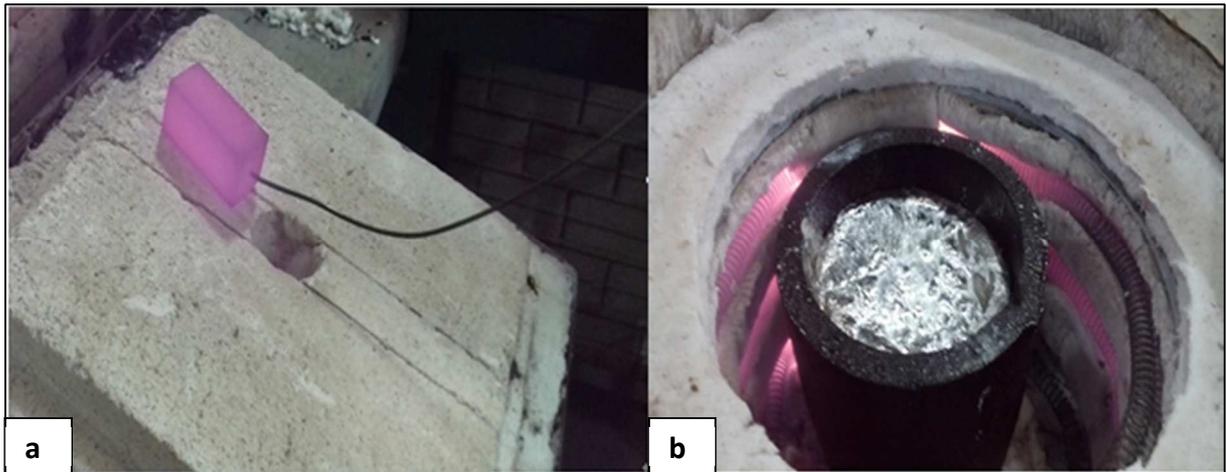
A Figura 43 demonstra a realização do ensaio para obtenção da curva de solidificação do ZAMAC. Na parte (a) é demonstrada a realização da fusão do Zamac 5 em cadinho sob temperatura em um forno indutivo tipo poço. Na parte (b), é apresentada a solidificação do Zamac 5, vazado em um copo de análise térmica instrumentado com termopar e ligado à um coletor eletrônico de dados.

4.3.4 TESTE DE RESFRIAMENTO DO BANHO ZAMAC PARA AUSTÊMPERA

Foi realizado teste experimental do comportamento de resfriamento em temperatura de austêmpera com banho Zamac 5. Foram preparados 02 corpos de prova de ferro fundido nodular bruto de fusão em formato de barra retangular. O CP2 com dimensões de 13mm x14mm x 43mm e massa 59,4g e para CP1, dimensões 14mm x15mm x45mm e massa 70,6g para CP2. Posteriormente, com aplicação de furação por usinagem ocorreu à introdução de termopar na massa de cada respectivo corpo de prova. A quantidade de Zamac 5 no cadinho foi totalizada em 1,6 Kg para fusão.

Para etapa de austenitização, no CP1, foi utilizado temperatura de austenitização de 850 °C por 30 minutos e posterior elevação de patamar para 880 °C por mais 30 minutos. Para CP2 foi utilizado temperatura de austenitização de 850 °C por 30 minutos, e posterior elevação de patamar para 900 °C por mais 30 minutos. Para etapa de austenitização foi utilizado forno resistivo tipo “mufla”.

Figura 44 – Ensaio para obtenção da curva de resfriamento do Zamac 5



Fonte: Arquivo próprio do autor

A Figura 44 demonstra na parte (a), o aquecimento de um corpo de prova na temperatura de austenitização. Ao final do tempo de austenitização o(s) corpo(s) de prova foram introduzido(s) no banho metálico Zamac 5 conforme demonstrado na parte (b). A temperatura do banho mantida para os corpos de prova foi de 400°C e o tempo de austêmpera foi de 50 min para o CP1 e 45 min para o CP2. A ordem de ciclo aplicou esta sequência para CP1 e posteriormente para CP2. Foram estabelecidos 02 processos diferentes com o objetivo de avaliar a influência da temperatura de austenitização em relação à elevação ou redução da taxa de resfriamento dos corpos de prova em regime de resfriamento isotérmico.

4.3.5 DEFINIÇÃO DOS PARÂMETROS DE TRATAMENTO TÉRMICO

Nesta etapa, foram definidos os parâmetros de tratamento térmico para execução da prática experimental. De acordo com referencial teórico é possível identificar uma zona de trabalho para o meio de resfriamento em Zamac 5 em uma faixa de temperatura de austêmpera a partir de 380°C definindo-se uma tolerância de $\pm 5^{\circ}\text{C}$. Foram realizados 03 ciclos completos de tratamento térmico de austêmpera, com diferenciações entre ciclos informados pela Tabela 11.

Tabela 11 – Representação dos ciclos de tratamento térmico aplicados para obtenção da condição metalúrgica do ADI em caráter experimental para o ferro fundido nodular utilizada.

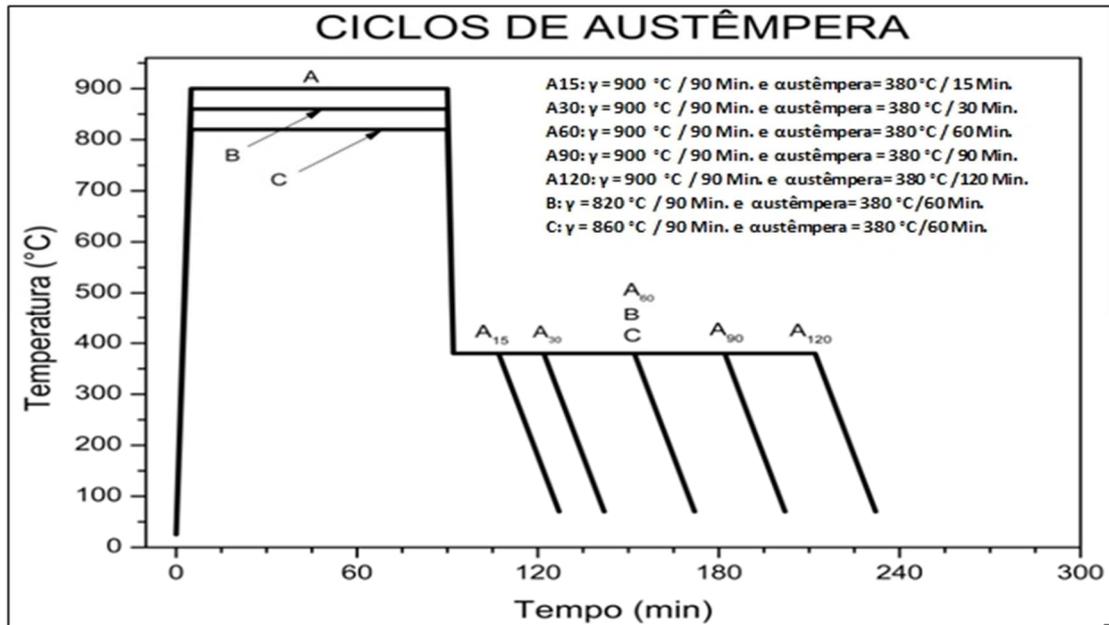
PARÂMETRO	Ciclo A		Ciclo B	Ciclo C
Quantidade Cp's - Tração (PÇ)	3	15 Min.	3	3
	3	30 Min.		
	3	60 Min.		
	3	90 Min.		
	3	120 Min.		
Quantidade Cp's - Impacto (PÇ)	4	15 Min.	4	4
	4	30 Min.		
	4	60 Min.		
	4	90 Min.		
	4	120 Min.		
Temperatura Austenitização (°C)	900		820	860
Tempo Austenitização (minutos)	90		90	90
Temperatura Austêmpera (°C)	380 ± 5		380 ± 5	380 ± 5
Tempo Austêmpera (minutos)	15		60	60
	30			
	60			
	90			
	120			
Resfriamento temperatura ambiente (°C)	25 ± 5		25 ± 5	25 ± 5

Fonte: Arquivo próprio do autor

Os ciclos de tratamentos térmicos realizados para obtenção de um ferro fundido nodular austemperado. A descrição de cada ciclo é realizada a seguir:

- Ciclo A: Realizar alteração do tempo de austêmpera em 05 faixas diferentes para análise da influência da variável “tempo de resfriamento isotérmico” nas propriedades mecânicas.
- Ciclo B e C: Realizar a austenitização em 02 faixas diferentes para análise da influência da variável “temperatura de austenitização” sobre as propriedades mecânicas.

Figura 45 – Representação gráfica dos ciclos de tratamento térmico aplicados.



Fonte: Arquivo próprio do autor

A Figura 45 demonstra graficamente os ciclos de tratamentos térmicos realizados experimentalmente para obtenção de um ferro fundido nodular austemperado.

4.3.6 REALIZAÇÃO DO TRATAMENTO TÉRMICO COM AUSTÊMPERA ZAMAC 5

Para realização dos ciclos de tratamento térmico proposto, foi preparada no laboratório de fundição – LAFUN- UFRGS, uma célula experimental de tratamento térmico para manter a proximidade de equipamentos a fim de garantir as condições adequadas para redução das perdas de temperatura durante as transferências de carga entre os processos de austenitização e de têmpera. A visualização é dada pela Figura 46.

Figura 46 – Representação das etapas de tratamento térmico experimental de Austêmpera



Fonte: Arquivo próprio do autor

A Figura 46 representa as etapas do tratamento térmico. Na primeira etapa (1) os corpos de prova realizam o aquecimento durante a austenitização. Na segunda etapa (2) ocorre o resfriamento isotérmico em austêmpera com banho metálico Zamac 5. Na terceira parte (3) é realizado o resfriamento em temperatura ambiente onde é possível visualizar o deslocamento da camada de Zamac na peça após resfriamento completo.

Para a etapa de austenitização foi utilizado um forno elétrico resistivo tipo “mufla” marca Sanchis com capacidade de aquecimento de 50L equipado com controlador de temperatura Novus com resolução 1°C e limite de temperatura de 990°C.

Na etapa de austêmpera, foi utilizado um forno elétrico resistivo tipo “poço” marca Jung com controlador de temperatura Novus com resolução 1°C e capacidade de 900°C, onde foi fixado um cadinho de carbetto de silício de capacidade 325 ml para o banho Zamac. Para os equipamentos listados, foi realizada a instalação de termopar tipo “K” para monitoramento e controle de dados através de software My PCLab - marca Novus.

Para o tratamento térmico no ciclo A, a temperatura de austenitização aplicada foi de 900 °C e tempo de 90 minutos. Completada esta etapa, os corpos de prova foram transferidos para a etapa de têmpera em banho metálico Zamac 5 com resfriamento controlado. A temperatura de banho foi de $380 \pm 5^\circ\text{C}$. Todos os corpos de prova foram transferidos simultaneamente para o banho metálico. Os corpos de prova foram divididos em grupos com diferentes tempos totalizando 05 grupos com 05 faixas de tempo: 15, 30, 60, 90 e 120 minutos de permanência em banho metálico Zamac 5. Após a finalização de cada faixa de tempo para cada grupo, as peças foram retiradas e resfriadas em temperatura ambiente.

Com o tratamento térmico no ciclo B, a temperatura aplicada na austenitização foi de 820°C e tempo de 90 minutos. Completada esta etapa, os corpos de prova foram transferidos para a etapa de têmpera em banho metálico Zamac 5 com resfriamento controlado. A temperatura de banho foi de $380 \pm 5^\circ\text{C}$. Todos os corpos de prova foram transferidos simultaneamente para o banho metálico.

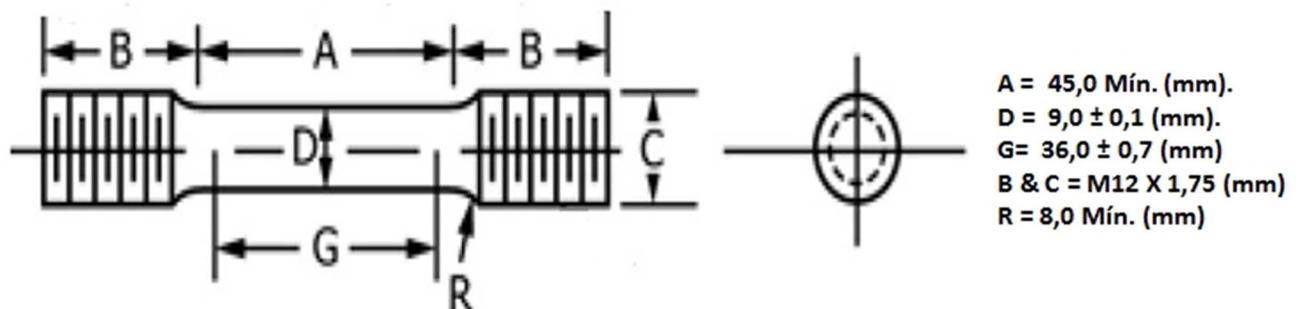
O tempo de permanência de cada grupo de 03 e 04 corpos de prova, foi de 60 minutos no banho metálico Zamac 5. Após a finalização de tempo as peças foram retiradas e resfriadas em temperatura ambiente conforme descrito pela Tabela 13. Para o tratamento térmico no ciclo C, com exceção da temperatura de austenitização, que foi modificada de 820°C para 860°C, aplicam-se todas as condições realizadas no ciclo B em igual método e sistemática conforme parâmetros descritos pela Tabela 12.

Após a finalização dos ciclos e após e após resfriamento total, as peças foram limpas e deslocadas com escovação manual para a retirada de resíduos da camada de Zamac 5, oriunda do banho metálico. Após a limpeza, os corpos de prova foram encaminhados para aplicação de ensaios de validação relacionados à confirmação das propriedades mecânicas associadas ao ADI.

4.3.7 ENSAIO DE TRAÇÃO

Após a finalização da prática de tratamento térmico, os corpos de prova tratados foram submetidos à usinagem a partir de um bloco com dimensões em milímetros de 12x12x105(mm) para adequação de geometria especificada para ensaio de tração em temperatura ambiente conforme norma (ASTM E8/E8M, 2016). A usinagem dos corpos de prova e os ensaios de tração foram realizados no Laboratório de Inovação Metroológica – LAßIM – CETEMP/SENAI.

Figura 47 – Desenho do corpo de prova de tração utilizados por este trabalho conforme norma ASTM E8/E8M



Fonte: Norma ASTM E8/E8M, 2016 - Adaptado

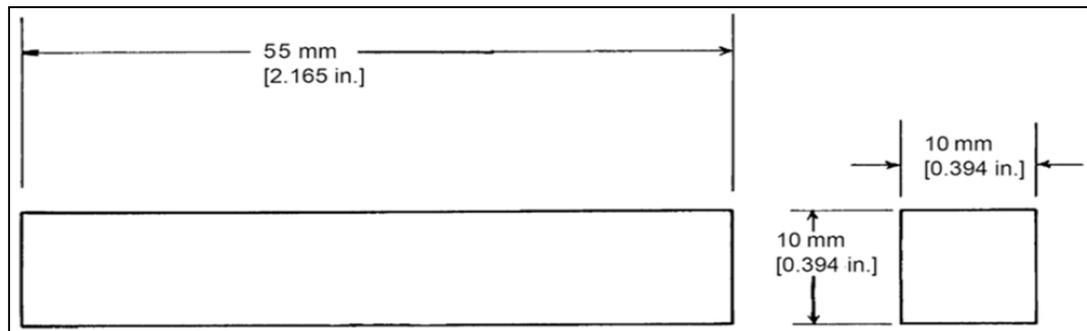
A Figura 47 demonstra os corpos de prova de tração com dimensões de 36 x 9,0 (mm) e extremidades roscadas M12 X 1,75 – 6H para fixação em equipamento de teste de tração.

Após esta verificação, o corpo de prova é fixado no dispositivo integrante da máquina universal de ensaios, o qual é instrumentado para coleta de dados da tensão aplicada e da deformação obtida na amostra. Finalizada esta preparação, realiza-se o ensaio de tração do corpo de prova. Foram ensaiados 21 corpos de prova representativos dos 03 ciclos de tratamento térmico.

4.3.8 ENSAIO DE IMPACTO

Posterior à finalização do tratamento térmico, os corpos de prova tratados foram submetidos à usinagem a partir de um bloco com dimensões em milímetros (mm) de 12x12x65, para adequação de geometria especificada para ensaio de impacto Charpy, sem entalhe em temperatura ambiente conforme norma (ASTM A327/A327M, 2006).

Figura 48 – Desenho do corpo de prova de impacto conforme norma ASTM A327/A327M



Fonte: Norma ASTM A327/327M – Adaptado

A Figura 48 representa a condição de fabricação dos corpos de prova de impacto tipo Charpy – sem entalhe, conforme norma (ASTM A327/A327, 2006). A usinagem dos corpos de prova e os ensaios de impacto foram realizados no Laboratório de Inovação Metrológica – LaβIM – CETEMP/SENAI.

Após usinagem, os corpos de prova de impacto apresentavam dimensões de 10mmx10mmx55mm. A sistemática do ensaio consiste em medir a quantidade de energia absorvida por uma amostra do material quando este é submetido à ação de um esforço de choque em valor conhecido. O método de ensaio utilizado é definido conforme norma (ASTM E23, 1995). Foram ensaiados 28 corpos de prova representativos dos 03 ciclos de tratamento térmico.

4.3.9 ENSAIO DE DUREZA

O ensaio de dureza foi realizado pelo método Brinell em corpos de prova de impacto em função da geometria padronizada obtida nas faces destas amostras após a usinagem. A usinagem dos corpos de prova foi realizada no Laboratório de Inovação Metrológica – LaβIM – CETEMP/SENAI. A medição de dureza foi realizada no laboratório de Metalurgia Física – LAMEF/UFRGS conforme norma (ASTM E10, 2015).

Foram realizadas medições em faces aleatórias de cada corpo de prova. O método Brinell foi realizado com aplicação de carga de 3000 kgf durante 15 segundos através de esfera de carbeto de tungstênio com diâmetro de 10 mm. A sistemática básica do ensaio consiste em comprimir através uma carga “(F)” e um tempo “(t)”, uma esfera de diâmetro “(D)”, fabricada em material específico (aço temperado ou tungstênio), sobre uma superfície com acabamento plano, polido e livre de sujeidades. Foram ensaiados 14 corpos de prova representativos dos 03 ciclos de tratamento térmico

4.3.10 METALOGRAFIA DO COMPONENTE TRATADO

Para esta análise, foram retiradas amostras dos corpos de prova de tração e de impacto em regiões isentas de deformação. A análise metalográfica foi realizada conforme norma (ASTM E3, 1995). A análise microestrutural das amostras foi realizada no Laboratório de Fundição – LAFUN/UFRGS. As amostras sofreram corte manual, embutimento e lixamento com aplicação de lixas com granulometria de tamanho de grão 100 a 1200 . Em etapa posterior, as amostras sofreram polimento com utilização de disco de feltro e alumina 0,05 μm .

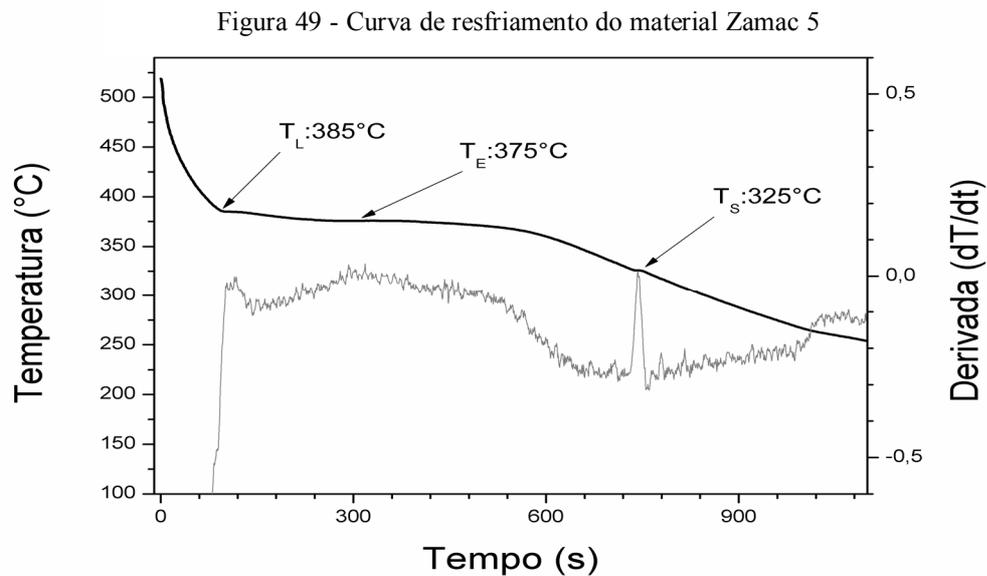
Para as amostras em estado bruto de fusão, foi realizado ataque químico com Nital em concentração de 2%. Para as amostras em condição austemperada, a solução Nital foi aplicada em concentração de 3%. Foram analisadas 02 amostras brutas e 13 amostras tratadas.

A microscopia óptica foi utilizada com captação de imagens através de um microscópio óptico marca Olympus modelo BX51M conectado a microcomputador para processamento das imagens.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Este capítulo busca descrever e relacionar os resultados obtidos na prática experimental realizada com os fundamentos teóricos descritos nesta pesquisa.

5.1 RESULTADO DA CURVA DE RESFRIAMENTO DO ZAMAC 5



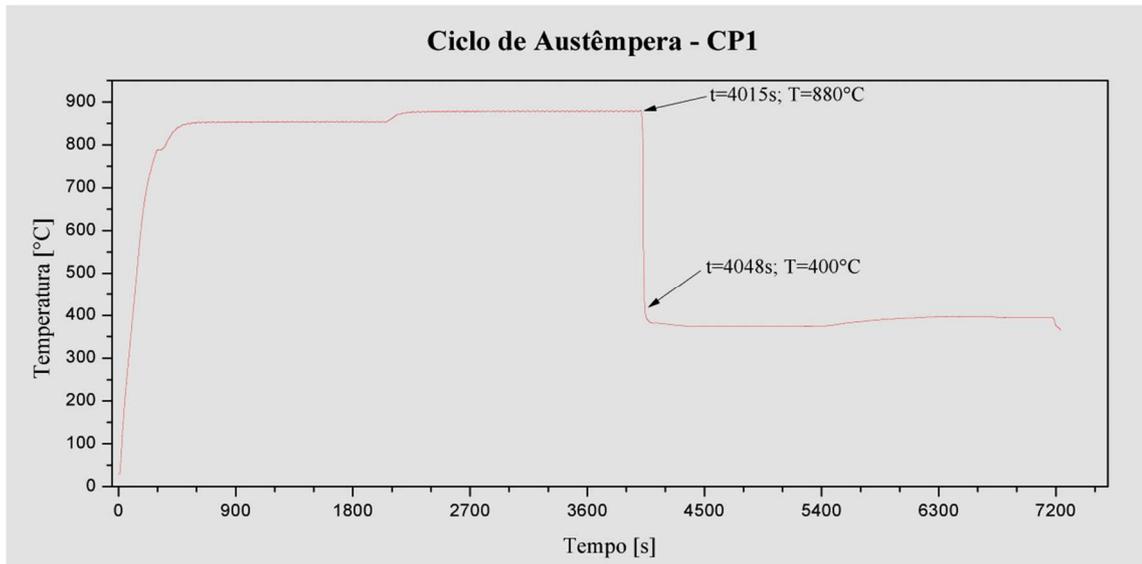
Fonte: Arquivo próprio do autor

A Figura 49 demonstra a curva de resfriamento da liga Zamac 5. A temperatura *Liquidus* (T_L) realizada em 385°C , a temperatura *Eutético* (T_E) em 375°C e a temperatura *Solidus* (T_S) em 325°C .

Desta forma, a faixa de emprego prático do banho Zamac 5 se estabeleceu entre o intervalo de 385°C e 375°C onde esta faixa apresentou baixa viscosidade e boa fluidez para a maleabilidade do banho. Foi definida a temperatura de $380^\circ\text{C} \pm 5^\circ\text{C}$ como temperatura de trabalho do banho Zamac 5 para sua utilização como meio de resfriamento da Austêmpera.

5.2 RESULTADO DO TESTE DE RESFRIAMENTO DA AUSTÊMPERA

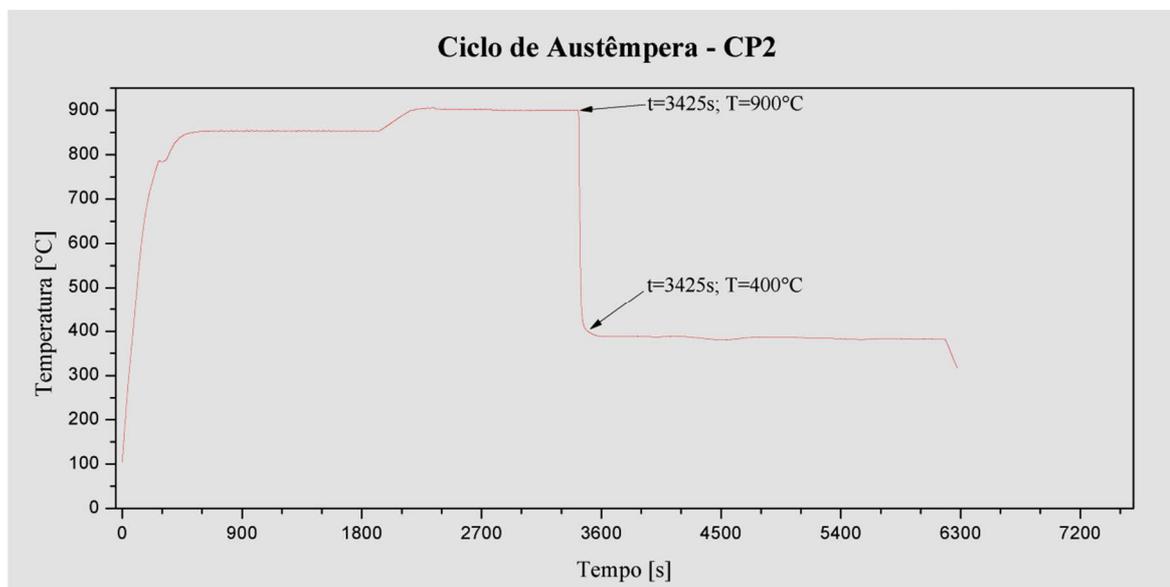
Figura 50 – Representação da curva de resfriamento para CP1



Fonte: Arquivo próprio do autor

A Figura 50 demonstra o comportamento da curva de resfriamento para CP1. O primeiro teste (CP1) foi realizado partindo em rampa de aquecimento até uma temperatura de austenitização 880°C e resfriamento a partir de 400°C no banho Zamac 5 atingindo uma taxa de resfriamento de 14,5 °C/s.

Figura 51 – Representação da curva de resfriamento para CP2



Fonte: Arquivo próprio do autor

A Figura 51 apresenta o comportamento da curva de resfriamento para CP2. O segundo teste (CP2) foi realizado partindo em rampa de aquecimento até uma temperatura de austenitização 900°C e resfriamento a partir de 400°C no banho Zamac 5 atingindo uma taxa de resfriamento de 6,85°C/s.

Analisando os dois cenários apresentados é possível verificar que o CP2 apresentou taxa de resfriamento menor que o CP1. Este resultado pode ser suportado pelas seguintes considerações:

- O CP1 apresentava uma pequena variação de espessura e de massa em relação ao CP2, onde esta variação pode gerar taxas de resfriamento maiores em espessuras menores.
- O CP2 utilizou banho com temperatura sensivelmente maior que a aplicada para CP1.

5.3 RESULTADO DA MICROESTRUTURA DE FERRO FUNDIDO NODULAR OBTIDA PELO TRATAMENTO ISOTÉRMICO.

O objetivo desta etapa foi a obtenção da microestrutura ADI, a partir de um ferro fundido nodular bruto de fusão com elementos de liga, utilizando o processo de austêmpera com meio de resfriamento isotérmico em banho metálico Zamac 5. Foram utilizados 03 ciclos de tratamento para determinação da viabilidade do meio de resfriamento com o material alternativo proposto pela pesquisa. Os três ciclos de tratamento foram identificados como A, B e C e seus resultados são descritos a seguir:

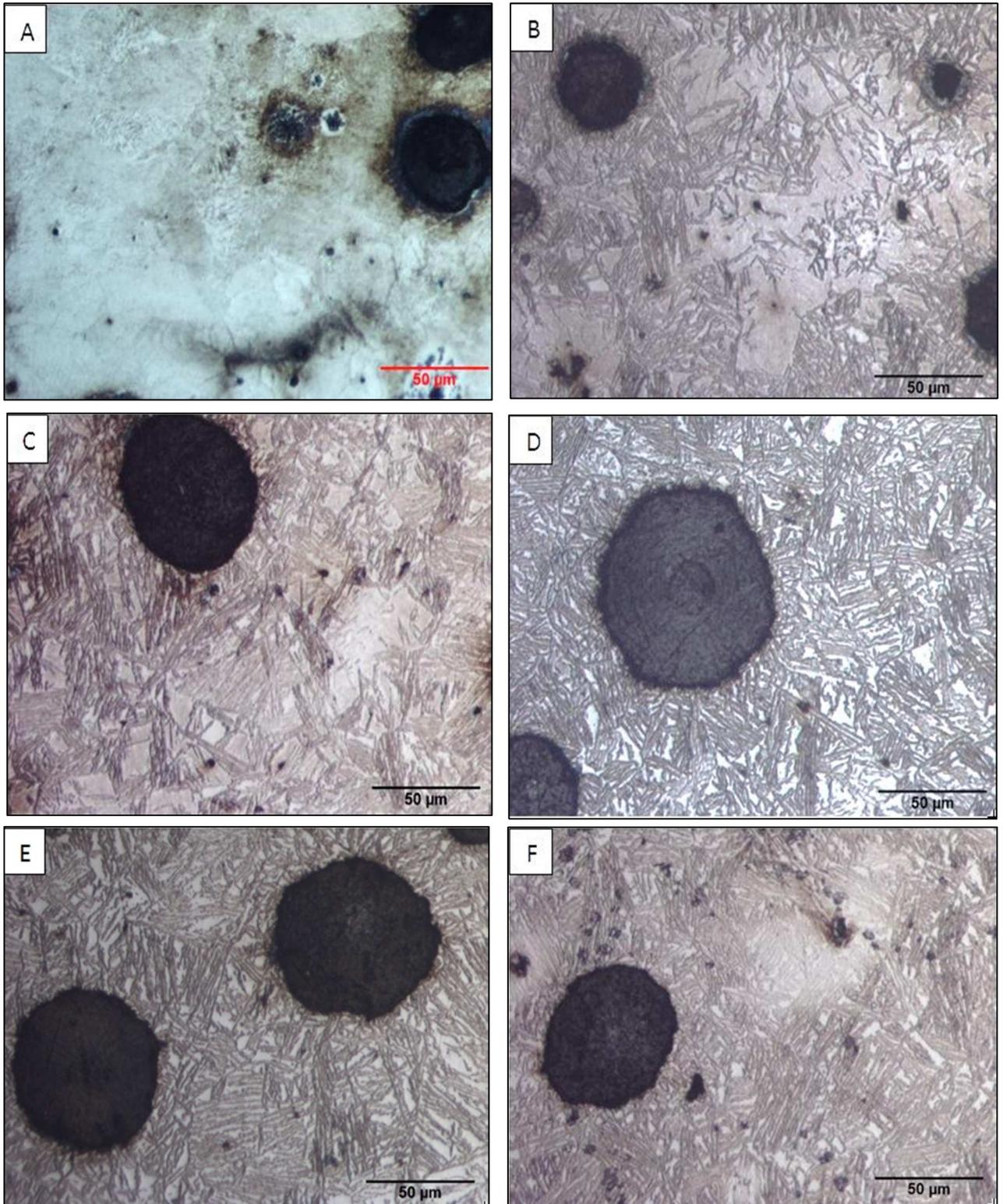
No ciclo A, foram fixados os parâmetros de temperatura de Austenitização (T_{γ}) e de temperatura Austêmpera (T_{Aust}). O parâmetro variável foi aplicado para o tempo de Austêmpera (t_{Aust}) em tempos de 15, 30, 60, 90 e 120 minutos. Os valores são listados na Tabela 12 e as imagens das microestruturas obtidas são representadas pela Figura 51.

Tabela 12 – Parâmetros de Tratamento Térmico para Ciclo A

Temperatura Austenitização	Tempo Austenitização	Temperatura Austêmpera	Tempo Austêmpera
900°C	90 minutos	380 ± 5 °C	15/30/60/90/120 minutos

Fonte: Arquivo próprio do autor

Figura nº 52 – Representação das microestruturas obtidas pós- tratamento em 1º ciclo - (Ciclo A)
 $T(\gamma) = 900^{\circ}\text{C}$ e $T_A = 380^{\circ}\text{C}$ (A) – Material bruto, (B) – Austêmpera 15min, (C) – Austêmpera 30min, (D) –
Austêmpera 60min, (E) – Austêmpera 90min, (F) – Austêmpera 120min.



Fonte: Arquivo próprio do autor

A Figura 52 apresenta as microestruturas obtidas no tratamento isotérmico em ciclo A micrografia (A) - Material bruto, micrografia (B) - Austêmpera 15min, micrografia (C) - Austêmpera 30min, micrografia (D) - Austêmpera 60min, micrografia (E) - Austêmpera 90min, micrografia (F) - Austêmpera 120min. O ataque químico foi em Nital 3% com ampliação de 200 x.

A micrografia (A) apresenta uma estrutura bruta de fusão do ferro nodular com destaque para as regiões escuras representadas pela grafita esferoidal tipo I e II disposta uma matriz essencialmente perlítica $\rightarrow (\alpha + \text{Fe}_3\text{C})$.

É possível verificar a partir da micrografia (B) com $t = 15$ minutos em banho isotérmico, ocorre baixa formação de estrutura ausferrítica que se apresenta dispersa em regiões austenita (γ) não estabilizada. De acordo com o referencial teórico, as regiões não estabilizadas podem gerar a martensita, microestrutura que proporciona dureza elevada com redução da tenacidade.

Com a micrografia (C) com $t = 30$ minutos em banho isotérmico, é possível visualizar a matriz ausferrítica, mas ainda com a presença de regiões não transformadas, agora, em menor intensidade.

Nas micrografias (B) e (C), o tempo menor de resfriamento, não permitiu ao Estágio I [Austenita (γ)] \rightarrow [(Ferrita (α) + Austenita (γ) de alto carbono)] fosse finalizado corretamente, e desta forma não ocorreu a estabilização completa da Austenita (γ) de alto carbono. Em aplicações que envolvam tensões térmicas e mecânicas, poderá ocorrer a formação involuntária de Martensita, gerando aumento da dureza e possivelmente a redução da tenacidade.

Nas micrografias (D) e (E) com $t = 60$ minutos e $t = 90$ minutos em banho isotérmico, é possível visualizar a matriz de estrutura ausferrítica, com a Austenita (γ) estabilizada de alto carbono, uniformemente distribuída entre as placas de Ferrita (α). De acordo com referencial teórico, a reação se desenvolve através do crescimento da Ferrita (α), que por sua vez, auxilia a Austenita (γ) a se tornar rica em Carbono (C), através da segregação do carbono pela própria Ferrita (α), dada a diferença de solubilidade entre as respectivas fases. Com aumento do tempo, a difusão de carbono para regiões de Austenita (γ) tornando-a estável e permitindo o crescimento das placas de Ferrita (α).

Para a seção (F) com $t = 120$ minutos, é possível verificar que a matriz ausferrítica está praticamente formada e a quantidade de Austenita (γ) não estabilizada se apresenta em uma condição muito reduzida. Este cenário nos indica que o Estágio I \rightarrow [(Austenita (γ) \rightarrow

[(Ferrita (α) + Austenita(γ) de alto carbono) está concluído e que se inicia a transição para o Estágio II.

Ao final do Estágio I, a Austenita(γ) de alto carbono alcança seu valor máximo. Ao iniciar o Estágio II, a Austenita (γ) de alto carbono começa a se decompor em Ferrita (α) e carbonetos (Fe_3C). De acordo com o referencial teórico as propriedades mecânicas são afetadas a partir do Estágio II, pois a variável de tempo inicia um processo de decomposição da Austenita (γ) de alto carbono gerando mais Ferrita (α), possibilitando a formação de carbonetos. Assim, a resistência ao desgaste devido ao aumento da dureza é priorizada, porém simultaneamente, as propriedades de alongamento e tenacidade começam a reduzir

Nos ciclos B e C, foram fixados os parâmetros de tempo de Austenitização (t_γ) e de temperatura Austêmpera (T_{Aust}). A variável foi aplicada para a temperatura de Austenitização (T_γ) nos valores de 820°C e 860°C. Os valores são listados na Tabela 13 e as imagens das microestruturas obtidas são representadas pela Figura 52.

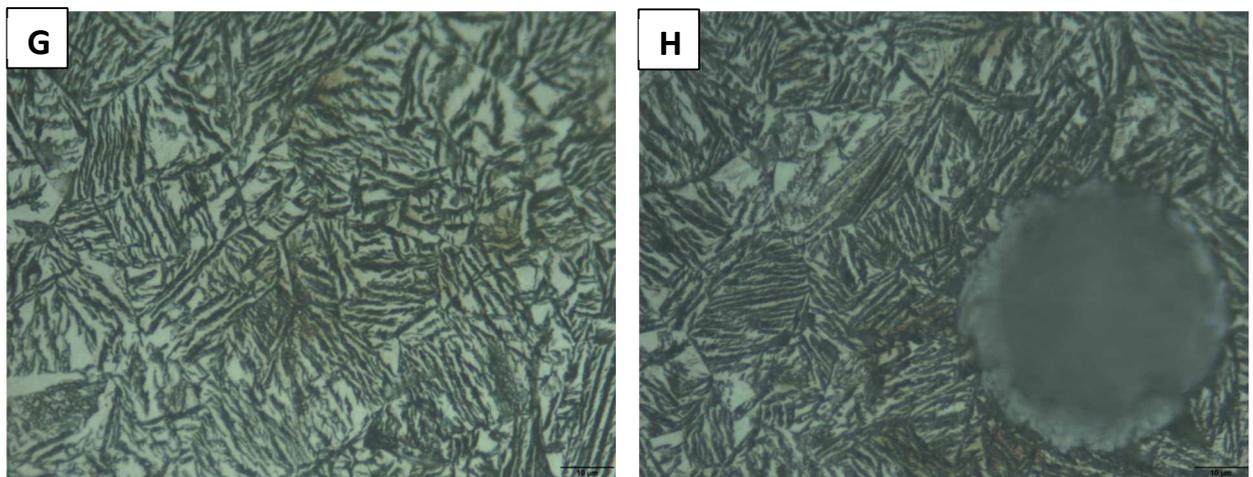
Tabela 13 – Parâmetros de Tratamento Térmico para ciclo de tratamento B e C

Ciclo	Temperatura Austenitização (T_γ)	Tempo Austenitização (t_γ)	Temperatura Austêmpera (T_{Aust})	Tempo Austêmpera (t_{Aust})
B	820 °C	90 minutos	380 ± 5 °C	60 minutos
C	860 °C	90 minutos	380 ± 5 °C	60 minutos

Fonte: Arquivo próprio do autor

Figura nº 53 – Representação das microestruturas obtidas tratamento de ciclo B e C.

em ciclo B – micrografia (G) – Austenitização 820°C em ciclo C – micrografia (H) – Austenitização 860°C



Fonte: Arquivo próprio do autor

A Figura 53 demonstra a micrografia (G) com $T_{\gamma} = 820^{\circ}\text{C}$ e a micrografia (H) com $T_{\gamma} = 860^{\circ}\text{C}$ onde é possível visualizar a formação da estrutura ausferrítica, Não são visíveis regiões não transformadas de austenita retida.

O ataque químico foi em Nital 3% e ampliação de 200 x. Com a redução da temperatura de austenitização (T_{γ}), de acordo com o referencial teórico, a Ferrita (α) apresenta elevação no número de placas formadas e melhoria da distribuição destas placas.

A redução de temperatura (T_{γ}) contribui para alteração da intensidade da força de condução do Estágio I \rightarrow (Ferrita (α) + Austenita (γ) de alto carbono). O aumento desta força na reação gera elevação de nucleação e de velocidade de crescimento das placas de Ferrita. (HUPALO et al, 2012)

Em todos os ciclos de tratamento realizados foi possível gerar e identificar a formação de uma microestrutura tratada que consiste em uma mistura de placas de Ferrita (α) e Austenita (γ) de alto carbono denominado como Ausferrita. Não foram identificados traços de Cementita (Fe_3C) ou segregações específicas como Sulfeto de Manganês (MnS) na microestrutura avaliada.

5.4 RESULTADOS DO ENSAIO DE TRAÇÃO

O objetivo desta etapa foi avaliar o desempenho das propriedades mecânicas através de ensaios de tração para atingir desempenho de um material ADI em grau IV. De acordo com a norma ASTM A897/897M (2011), para obtenção do grau IV, as especificações definidas são:

- Tensão máxima (UTS) ≥ 1400 MPa,
- Tensão de escoamento (YS) ≥ 1100 MPa
- Alongamento percentual (ϵ) $\geq 1\%$.

A Tabela 14 demonstra os resultados obtidos para propriedades mecânicas pelos ensaios de tração aplicados em corpos de prova com diferentes tempos de austêmpera conforme ciclo de tratamento A.

Para o ciclo A, o melhor desempenho obtido na propriedade de (UTS) – Tensão máxima e na propriedade de Tensão de escoamento – (YS) foi no tempo de 120 minutos com o valor de 1003 MPa para (UTS) e 706 MPa para (YS). O melhor desempenho na propriedade de Alongamento percentual - (ϵ) foi verificado no) tempo de 120 minutos com o resultado de 8,9. A incerteza de medição para UTS e YS é de ± 4 MPa.

Tabela 14 – Ciclo A - Resultados dos ensaios de tração - Tensão máxima (UTS), tensão de escoamento (YS) e alongamento percentual (ϵ).

t_A (min.)	CP	UTS (MPa)	YS (MPa)	ϵ (%)
Bruto	0-1	826	559	4,1
Bruto	0-2	808	518	3,8
15	III-1	951	660	4,4
15	III-2	926	655	4
30	IV-1	924	676	5,6
30	IV-2	869	689	5,2
30	IV-3	816	644	4
60	V-1	912	670	5,6
60	V-2	908	687	5,8
60	V-3	933	669	6
90	II-1	860	681	4,3
90	II-2	987	691	7,1
90	II-3	870	673	5,2
120	I-1	901	674	6,6
120	I-2	1003	684	10
120	I-3	931	706	8,9

Fonte: Arquivo próprio do autor

Os resultados obtidos se localizam próximos da especificação ADI – Grau I, a qual, prevê para especificações de: Tensão máxima (UTS): 900 MPa mín., Tensão de escoamento (YS): 650 MPa mín. e Alongamento (ϵ %): 9% mín.

Com base nos resultados, também foi possível calcular os ganhos obtidos do material tratado em relação ao material bruto de fusão para as propriedades mecânicas relacionadas à tração. Os resultados foram gerados com base na média de valores obtidos pelos ensaios de tração e são descritos conforme a Tabela 15.

Tabela 15 - Ganhos em relação ao material bruto de fusão, conforme o tempo de austêmpera, tensão máxima (UTS), tensão de escoamento (YS) e alongamento (ϵ %). – Ciclo A

	Bruto	15 min	30 min	60 min	90 min	120 min
UTS (MPa)	817	939	870	918	906	945
YS (MPa)	539	658	670	675	682	688
ϵ (%)	3,95	4,2	4,6	5,8	5,53	8,5
Ganho médio YS	0	22%	24%	25%	27%	28%
Ganho médio ϵ	0	6%	16%	47%	40%	115%

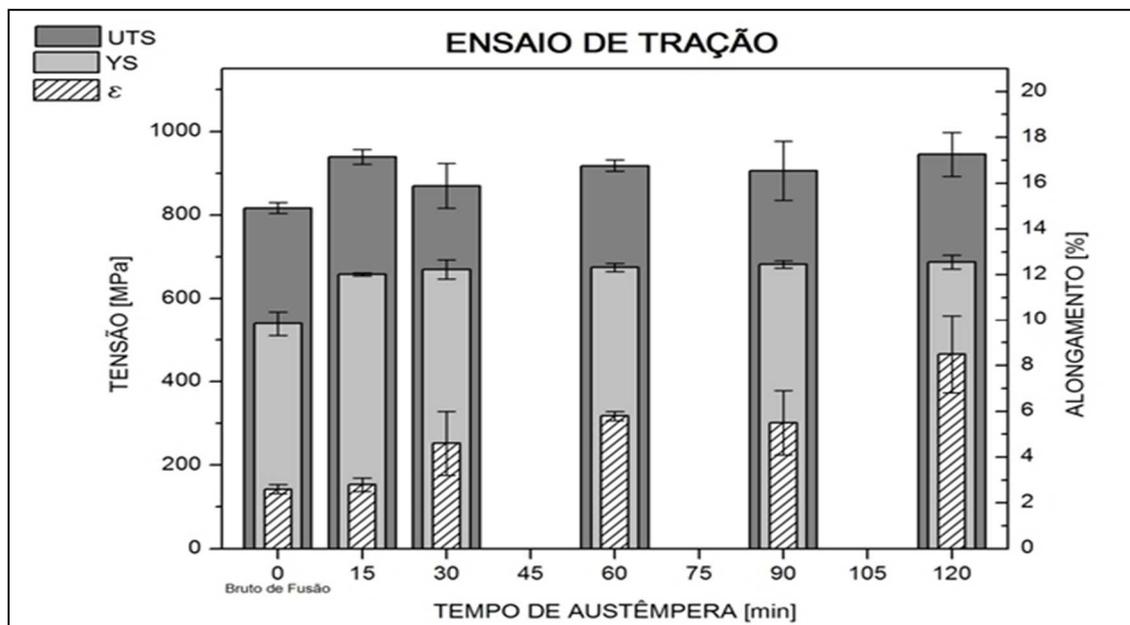
Fonte: Arquivo próprio do autor

Para os intervalos de 15 e 30 minutos, é possível considerar a formação da microestrutura Martensita. De acordo com estudo referenciado em (HARRIS et al , 2018) , durante resfriamento isotérmico, a Austenita (γ) é resfriada reduzindo-se a mobilidade de átomos nos processo envolvidos, e entre eles em especial, a difusão de carbono para estabilização da mesma.

Em intervalos considerados curtos, a difusão se reduz, perdendo desempenho para estabilizar a Austenita (γ). A diferença de enriquecimento de carbono é considerada maior na periferia das placas de Austenita (γ) é menor no interior das placas em contato com a Ferrita (α).

Figura 54 – Resultados obtidos em propriedades mecânicas de Tração para ciclo A para (UTS) – Tensão máxima de tração (YS) – Tensão de escoamento - (ϵ) Alongamento.

Ciclo A com: $T(\gamma)$ 900°C, $T(A.)$ 380 \pm 5 °C e t_A de 15,30,60,90 e 120 minutos



Fonte: Arquivo próprio do autor

A Figura 54 demonstra o desempenho das propriedades mecânicas relacionadas à tração no ciclo (A). Nos intervalos de 15 minutos, se obteve valores maiores de resistência à tração e valores menores de alongamento devido a presença de estrutura martensítica de alta dureza e resistência mecânica. Este tipo de microestrutura coincide com os resultados obtidos nos estudos mencionados em (MATTAR JUNIOR, 2009) com relação à tempos reduzidos de austêmpera.

Para os intervalos de 60, 90 e 120 minutos considerados intervalos mais extensos, o processo de difusão se realiza em condição mais uniforme pela ação do tempo, possibilitando uma completa estabilização da Austenita (γ) de alto carbono com aumento da quantidade de

Ferrita (α) resultando em aumento de ductilidade e tenacidade no tempo de 120 minutos. (MATTAR JUNIOR, 2009).

De acordo com o desempenho avaliado, não é percebida uma tendência de queda na ductilidade ao longo do tempo de processo em regime de temperatura de austêmpera. Este comportamento seria esperado em função do tempo de permanência do corpo de prova em resfriamento isotérmico, onde seria provável a ocorrência da transição na janela de processo do final do estágio I para início do estágio II com aumento da nucleação da Ferrita (α) e elevação da quantidade de Austenita (γ) de alto carbono.

A partir desta transição, a formação de carbonetos comprometeria o desempenho das propriedades, principalmente a ductilidade e a tenacidade. Porém o alongamento permanece crescendo. De acordo com o referencial teórico, também é possível considerar que o alto teor de Silício (Si) presente na liga, funcione como agente retardador da formação de carbonetos e potente agente da solubilização do carbono para a austenita. Os elementos de liga também funcionam como deslocadores da janela de processo pela alteração do início e do fim dos estágios I e II onde alguns elementos possuem efeito para “adiantar” e “atrasar” os respectivos estágios. (SOUZA SANTOS, 2000).

Podemos considerar que a microestrutura gerada possui restrições para atingir as especificações de tração. Estas restrições são associadas ao tipo de morfologia obtida na microestrutura pós tratamento de austêmpera em função dos parâmetros utilizados. Valores de temperatura mais altos pelo regime de trabalho com Zamac ($380 \pm 5^\circ\text{C}$), geram uma estrutura ausferrítica com baixo grau de refinamento de acordo com publicado em (SOUZA, B.V, 2015). Uma estrutura mais grosseira gera espaçamentos maiores na microestrutura permitindo um movimento mais livre de discordâncias

Contudo, a mesma faixa de trabalho em temperatura mais elevada, auxilia a formação de regiões de Austenita (γ) de alto carbono, contribuindo para o aumento da tenacidade e do alongamento. Em função do não atingimento dos valores especificados pelo ciclo A, houve a decisão em realizar dois ciclos adicionais de tratamento aqui nomeados como ciclo B e ciclo C respectivamente.

Tabela 16 - Resultados dos ensaios de tração, a partir da temperatura de austenitização (T_{γ}) modificada para ciclo(s) B e C para obtenção das propriedades de Tensão máxima - (UTS), Tensão de escoamento - (YS) e Alongamento percentual (ϵ).

CICLO B	CP	UTS (MPa)	YS (MPa)	ϵ (%)
T γ 820°C e t γ 90min T A 385 ± 5 °C e tA 60min	I-2	899	681	6,1
	I-3	875	698	11,1
	I-1	868	717	6,8
	Média	880,67	698,67	8,00
CICLO C	CP	UTS (MPa)	YS (MPa)	ϵ (%)
T γ 860°C e t γ 90min T A 385 ± 5 °C e tA 60min	II-1	1001	737	8,3
	II-2	940	717	5,9
	II-3	846	710	2,9
	Média	929,00	721,33	5,70

Fonte: Arquivo próprio do autor

O melhor desempenho entre os dois ciclos foi obtida no ciclo C, nas propriedades de (UTS) – Tensão máxima e de Alongamento percentual com o valor médio de 1001 MPa e 5,7% respectivamente. O melhor desempenho na propriedade de Tensão de escoamento – (YS) foi com o valor médio de 721 MPa.

Tabela 17 - Ganhos em relação ao material bruto de fusão para tensão máxima (UTS), tensão de escoamento (YS) e alongamento (ϵ). Os Ciclos B e C são realizados com temperatura de austenitização (T_{γ}) modificada.

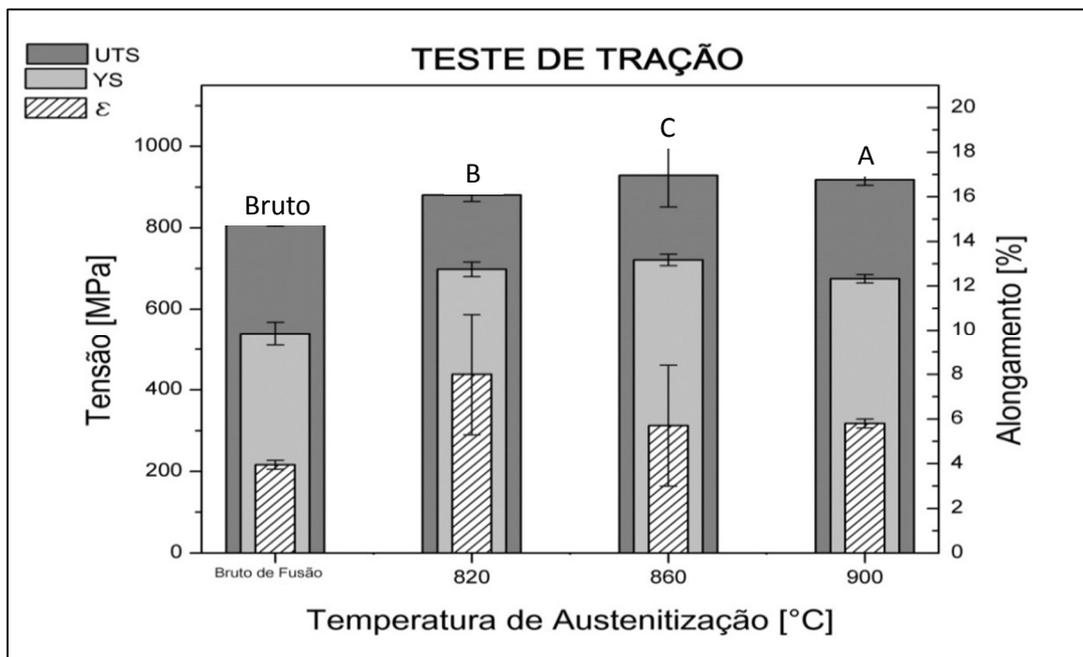
Propriedades	CP N°	Bruto Média	CP N°	Ciclo B		Ciclo C
				Tγ 820°C	CP N°	Tγ 860°C
UTS (MPa)	1- 2	817	I-1/I-2/I-3	881	II-1/II-2/II-3	929
YS (MPa)	1- 2	539	I-1/I-2/I-3	699	II-1/II-2/II-3	721
ϵ (%)	1- 2	4	I-1/I-2/I-3	8	II-1/II-2/II-3	6
Média UTS		0		7,20%		12,1%
Média YS		0		22,90%		25,3%
Média ϵ		0		50,60%		30,7%

Fonte: Arquivo próprio do autor

A partir dos resultados tabulados, foi possível calcular os ganhos do material tratado em relação ao material bruto de fusão para o desempenho das propriedades relacionadas à tração. Os resultados foram gerados com base na média de valores obtidos pelos ensaios de tração.

Em temperaturas menores de austenitização, o refino das placas de Ferrita (α) é caracterizado pelo aumento do número de placas e de sua distribuição uniforme na microestrutura. A redução de temperatura (T_γ) contribui para alteração da intensidade da força de condução do Estágio I \rightarrow Ferrita (α) + Austenita (γ) de alto carbono. Esta alteração se traduz no aumento desta força na reação gerando efeitos como: elevação de nucleação e da velocidade de crescimento das placas de Ferrita (α).

Figura 55 – Resultados para propriedades mecânicas de Tração: (UTS) – Tensão máxima de tração, (YS) – Tensão de escoamento – (ϵ) – Alongamento para Ciclo B ($T_\gamma=820^\circ\text{C}$) e Ciclo C ($T_\gamma=860^\circ\text{C}$) em relação ao ciclo A ($T_\gamma=900^\circ\text{C}$)



Fonte: Arquivo próprio do autor

A Figura 55 demonstra o comparativo do desempenho das propriedades mecânicas de tração nos ciclos A, B e C com a comparação de ciclos com diferentes temperaturas de austenitização, sendo o ciclo B ($T_\gamma=820^\circ\text{C}$) e Ciclo C ($T_\gamma=860^\circ\text{C}$) em relação ao ciclo A ($T_\gamma=900^\circ\text{C}$). Para todos os ciclos foi aplicado ($T_A=385^\circ\text{C}$ e t_A 60min).

A partir dos resultados descritos, é possível verificar que a redução de temperatura de austenitização (T_γ) nos ciclos B e C em relação ao ciclo A possibilitou manter praticamente estável os valores de resistência máxima e escoamento, com aumento substancial no alongamento no ciclo B. De acordo com (SOKOLNICKI & NOWAK et al, 2016), esta condição de queda de desempenho do alongamento pode ser associado ao aumento de austenita (γ) de alto carbono gerado pelo aumento de temperatura de austenitização (T_γ).

Também é possível salientar que o ciclo C, com temperatura menor de austenitização, exigiu tempo menor de austêmpera para atingir praticamente o mesmo valor de desempenho de tração se comparado ao ciclo A, demonstrado pela Tabela 16, onde este ciclo necessitou maior temperatura e maior tempo de processamento. Esta condição nos demonstra que através do ciclo C, seria possível realizar menor consumo de energia e menor tempo de processamento, se comparado ao ciclo A para se atingir a mesma especificação.

5.5 RESULTADOS DO ENSAIO DE IMPACTO E DUREZA

O objetivo desta etapa foi avaliar o desempenho das propriedades mecânicas de dureza e tenacidade. A dureza foi avaliada pelo método de escala Brinell conforme norma (ASTM E10, 2015). A tenacidade foi avaliada através de ensaio de impacto pelo método Charpy com corpo de prova sem entalhe conforme norma (ASTM A897/A897M, 2011).

De acordo com a norma (ASTM A897/A897M, 2011) a especificação para absorção de energia de impacto é de 35 J para o material ADI em grau IV. Para o ciclo A, o melhor desempenho na propriedade de impacto foi informado no tempo de 90 minutos resultando em uma tenacidade média no valor de 66 J. O melhor desempenho da dureza foi determinado no tempo de austêmpera de 15 minutos com o valor de 358 HB.

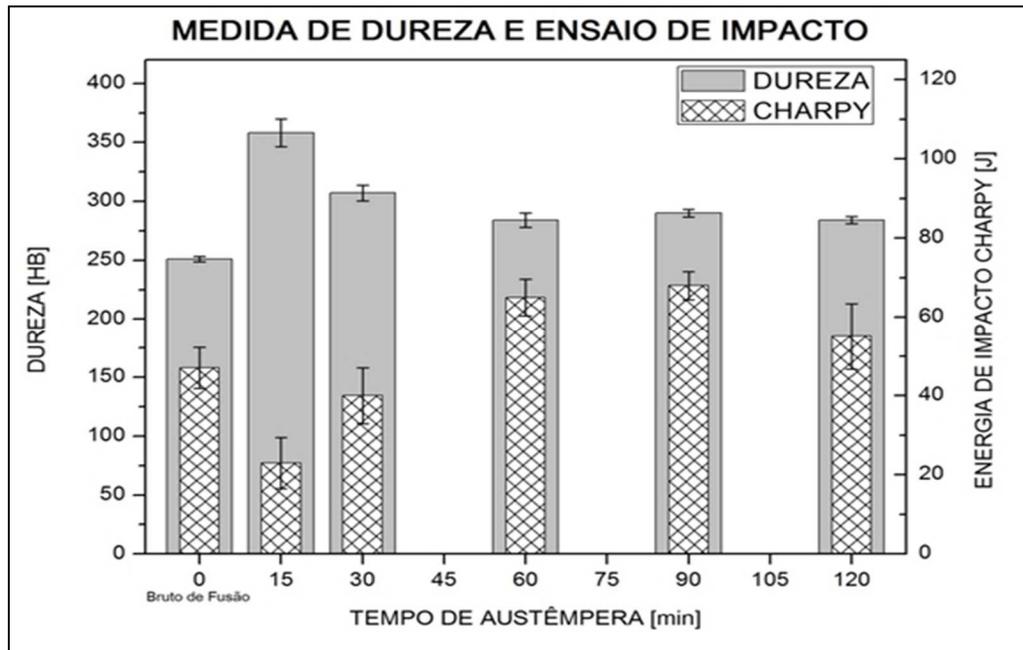
Tabela 18 – Resultados dos valores médios e desvio padrão da Energia de impacto conforme norma ASTM A327/327M e de dureza pela norma ASTM E10 para diferentes tempos de austêmpera(t_A) no Ciclo A.

t_A [Min]	Tenacidade Média [J]	Desvio Padrão	Dureza [HB]	Desvio Padrão
Bruto	42	10,2	251	2,4
15	20	7,2	358	11,7
30	37	9	307	6,8
60	61	10,3	284	6
90	66	4,5	290	3,3
120	52	9,8	284	3

Fonte: Arquivo próprio do autor

A Tabela 18 demonstra os resultados obtidos para as propriedades mecânicas de tenacidade e dureza com diferentes tempos de austêmpera conforme ciclo A.

Figura 56 – Resultados obtidos em propriedades mecânicas de tenacidade e da dureza para ciclo A com diferentes tempos de austêmpera a partir do bruto de fusão.



Fonte: Arquivo próprio do autor

A Figura 56 demonstra a comparação do desempenho da tenacidade e dureza a cada intervalo de tempo de austêmpera para o ciclo A, à partir do bruto de fusão. Os valores obtidos nos intervalos de 15 e 30 minutos, são influenciados pela formação de estrutura martensítica gerando efeitos de aumento de dureza e queda da tenacidade. O início da janela de processo ocorre entre os intervalos de 60 e 90 minutos, com aumento da tenacidade e redução da dureza.

Os valores encontrados no ensaio Charpy nos possibilitam estimar que a zona de transição entre o estágio I e o estágio II na etapa de austêmpera acontece a partir ao intervalo de 120 minutos onde as propriedades avaliadas começam a reduzir os seus valores.

Tabela 19 - Resultados da Energia de impacto e de Dureza pelo método Brinell^o - Ciclo B e Ciclo C.

Ciclo B - Austenitização → T_γ 820°C e t_γ(90min). Austêmpera →TA 380°C e tA(60min).					
IMPACTO (J)		DUREZA (HB)			
CP	E (J)	CP	Medição 1	Medição 2	Medição3
I.1	122,4	I.1	281	276	232
I.2	124,4	I.2	282	298	288
I.3	121,4	I.3	277	274	278
I.4	129,3	I.4	280	280	265
Média CP	124,3	Média Medições	275,9		
Desvio Padrão CP	3,51	Desvio Padrão Medições	15,91		

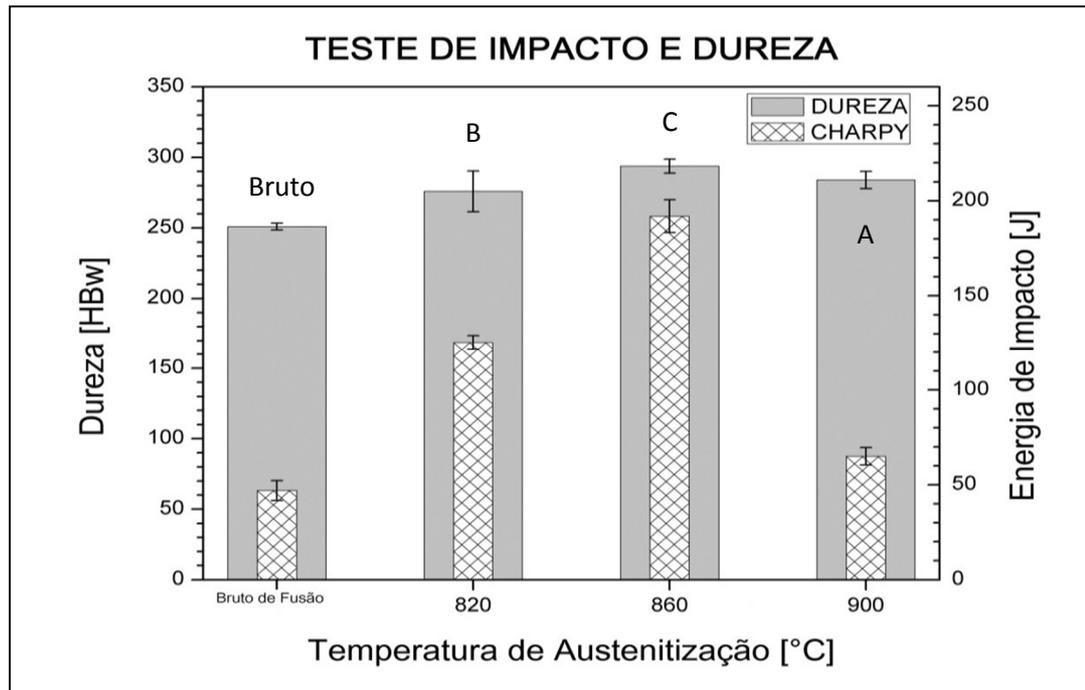
Ciclo B - Austenitização → T_γ 820°C e t_γ(90min). Austêmpera →TA 380°C e tA(60min).					
IMPACTO (J)		DUREZA (HB)			
CP	E (J)	CP	Medição 1	Medição 2	Medição3
II.1	189	II.1	302	293	298
II.2	185,1	II.2	285	289	293
II.3	170,4	II.3	294	295	296
II.4	201,7	II.4	300	285	296
Média CP	186,6	Média Medições	293,8		
Desvio Padrão CP	12,90	Desvio Padrão Medições	5,33		

Fonte: Arquivo próprio do autor

A Tabela 19 demonstra os resultados de tenacidade e dureza obtidos para o ciclo B e ciclo C em temperaturas de austenitização de 820°C e 860°C respectivamente. O melhor desempenho entre os dois ciclos foi obtido no ciclo C, onde a propriedade de tenacidade, através da absorção de energia de impacto, atingiu o valor médio de 186,6 J. O melhor desempenho na propriedade de dureza foi visualizado no valor médio de 293,8 HB.

A redução da temperatura de austenitização (T_γ), associada ao intervalo de tempo de 60 minutos possibilitou uma elevação considerável dos valores de tenacidade e de dureza nos ciclos B e C em relação ao ciclo A.

Figura 57 – Resultados de tenacidade e dureza para ciclo B e ciclo C em relação ao ciclo A, a partir do bruto de fusão em TA = 385 °C e tA. (60min).



Fonte: Arquivo próprio do autor

A Figura 57 demonstra os valores comparativos obtidos para energia de impacto pelo método Charpy e de dureza pelo método Brinell – Ciclos A, B e C.

O ciclo C apresentou o melhor desempenho para as propriedades mecânicas de tenacidade e dureza. Esta condição é influenciada principalmente pela redução da temperatura de austenitização (T_y) que gera uma distribuição mais uniforme da estrutura principalmente em relação à formação da Ferrita (α) para o processo posterior de austêmpera.

6 CONCLUSÃO

1. Foram realizados tratamentos térmicos de austêmpera pelo processo isotérmico de banho líquido de Zamac 5. O material apresentou desempenho satisfatório para realizar o processo de austêmpera, demonstrando – se um meio alternativo para produção de ferro fundido nodular austemperado – ADI. Em todos os ciclos realizados, foi verificada evolução nas propriedades mecânicas pela comparação de especificações obtidas pelo material tratado em relação ao material bruto de fusão.
2. A faixa de temperatura de trabalho para o banho isotérmico de Zamac 5 ocorre à partir da temperatura de 384°C. Em temperaturas inferiores este patamar indicado, a fluidez e molhabilidade são comprometidos e dificultam a operacionalidade pelo início de interface sólida no banho líquido.
3. O processo utilizado possui capacidade de produzir microestrutura ausferrítica para obtenção de propriedades mecânicas nas classes I & II. Para classes III,IV e V, a microestrutura deve apresentar morfologia altamente uniforme gerada pelo refino das agulhas de Ferrita (α). Porém esta alteração de morfologia somente é possível entre 250°C a 300°C. A faixa inicial de trabalho do Zamac 5 ocorre a partir de 384°C com formação da Ferrita(α) com baixo refinamento.
4. A redução da temperatura de austenitização proporcionou melhoria da uniformidade da estrutura ausferrítica, com manutenção das regiões de austenita de alto carbono elevando as propriedades de tenacidade e dureza.
5. Com relação às propriedades mecânicas, o maior valor de resistência à tração e alongamento foi obtido em ciclo A. O maior valor de resistência ao escoamento, tenacidade e dureza foi obtido em ciclo C. A melhor combinação de propriedades mecânicas com relação às classes de ADI ocorre através do ciclo C com temperatura austenitização de 860°C e tempo de austêmpera de 60 minutos.
6. Para os ciclos de 15 e 30 minutos foi verificada redução nos valores de tenacidade e elevação da dureza. A análise microestrutural permitiu concluir que os tempos curtos de austêmpera representados por estes dois intervalos, mostram-se impróprios pois conduzem para formação indesejável de martensita.

7. Não ocorreu interação química entre o banho Zamac e o material base. Após remoção da cobertura de zinco não foi identificada remoção de material ferroso. Todo material integrante do banho despreendeu mecanicamente sendo possível sua refusão e reutilização em novos tratamentos. Concluiu-se que esta é uma vantagem da aplicação com relação a requisitos de reciclagem, reutilização e estocagem do banho Zamac. A principal desvantagem da utilização do Zamac 5 como meio de austêmpera é sua restrição para trabalho em faixas de temperatura menores que 380°C, fator que impede o processo de atingir as propriedades mecânicas solicitadas nas classes mais altas de aplicação do ADI.

7 PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar modificações de composição da liga Zamac utilizada no banho de austêmpera para permitir a realização do tratamento em temperaturas menores.
- Desenvolver metodologia analítica baseada nos métodos pesquisados, para simulação dos parâmetros de processo e posterior validação da “janela de processamento” a ser aplicada no tratamento funcional de componentes.
- Desenvolver uma liga de ferro fundido nodular específica para austêmpera em temperaturas elevadas de modo a obter um ADI de classificação da ASTM A897M.
- Avaliar a aplicabilidade de obtenção do ADI pela técnica de têmpera e partição. Este processo é possível através da difusão de carbono da martensita para austenita não transformada. Os ferros fundidos nodulares possuem teores elevados de Si em sua composição, onde este elemento químico tem a função de suprimir a formação de carbonetos. Em uma têmpera comum, o carbono particionado é geralmente ignorado pela supersaturação da martensita, que elimina carbono por processos competitivos e entre eles a precipitação de carbonetos.

REFERÊNCIAS

- ABEDIA, MARASHI.P.H, SOHRABI.K, MARVASTIAN.M. MIRBAGHERI S.M.H
 “The Effect of Heat Treatment parameters on Microstructure and Toughness of Austempered Ductile Iron (ADI)”. **Advanced Materials Research**, Vols. 264 - 265, p 409-414, 2011, < www.scientific.net> Acesso em: 10 Mar 2017.
- ASM INTERNATIONAL, “**ASM Handbook: Volume 15 - Casting**” & Heat Treating Iron & Steel”. Livro Texto, Editado por ASM International, 2017.
- ASTM A 247 – 16a**, “Standard Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings”. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2016.
- ASTM E8/E8M - 16a**, “Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials”. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2016.
- ASTM A536 - 84**, “Standard Specification for Ductile Iron Castings”. ASTM International, West Conshohocken, PA, 1999.
- ASTM A327/327M - 11**, “Standard Test Methods for Impact Testing of Cast Irons”. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2006.
- ASTM A897/897M - 15**, “Standard Specification for Austempered Ductile Iron Castings”. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2011.
- ASTM E10 – 15a**, “Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials”. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2015.
- ASTM E3 – 95**, “Standard Practice for preparation of Metallographic Specimens”. ASTM International, West Conshohocken, PA, 1995.
- ASTM E23 – 16b**, “Standard Methods for Notched bar Impact Testing of Metallic Materials”. ASTM International, West Conshohocken, PA, 1995.
- BALDAM.R, VIEIRA.E.A “**Fundição e Tecnologias Correlatas**”. Livro Texto, 1ª edição, São Paulo, Editora Érica, p.362, 2013.
- BENAM.A.S. “Effect of alloying elements on austempered ductile iron (ADI) properties and its process: Review”. Technical paper, University of Applied Science & Technology, Tabriz - Iran, **Overseas Foundry**, Vol.12, nº01, p.54 – 70, 2015. < <https://www.researchgate.net/publication/282219985>>. . Acesso em: 13 Mar 2017.
- BHADESHIA.H.K.D.H, “**Bainite in Steels – Transformations, Microstructures and Properties**”. Livro Texto, 2ª edição, Editora IOM Communication Ltd, p.440, 2001.
- CALLISTER.W.D, “**Ciência e Engenharia de Materiais – Uma Introdução**”. Livro Texto, 5ª edição, São Paulo, Editora LTC, p.588, 2002.

COLPAERT.H “**Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**”, Livro Texto, 4ª edição, São Paulo, Editora Blucher, p.652, 2008.

DHAL.J.P “Effect of Alloying Elements and Processing Parameters on Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron”. **Journal of Materials and Metallurgical Engineering**, Vol.3, n°01, p.8–16, 2013.

<<https://www.researchgate.net/publication/236149709>> Acesso em: 15 Dez 2017.

DHANAPAL, P, SAIYATH I,A. “Composition and Austempering Heat Treatment on Ductile Iron”. **International Conference on Systems, Science, Control, Communication, Engineering and Technology**, p. 758-768, 2016.

GANESH.V, SINGH.K.K. “Effect of wall thickness and heat treatment variables on structural properties of austempered ductile irons”, Technical paper, **International Journal of Scientific & Engineering Research**, Vol.07, n°02, p.434 – 441, 2016.

<[https://www.ijser.org/paper/ Effect of wall thickness and heat treatment variables on structural properties of austempered ductile irons.>](https://www.ijser.org/paper/Effect%20of%20wall%20thickness%20and%20heat%20treatment%20variables%20on%20structural%20properties%20of%20austempered%20ductile%20irons.). Acesso em: 15 Dez 2017.

GUESSER.W “ **Propriedades Mecânicas dos Ferros Fundidos**”, Livro Texto, 1ª edição, São Paulo, Editora Blucher, p.344, 2009.

, H. “Bainita em aços Aços: perspectivas para os próximos 10 anos”. **Periódico Rede Aços**, 2002.

GULYAEV.A, “**Physical Metallurgy**”. Livro Texto, 1ª edição, Editora MIR Moscow, p.334, 1980.

HAYRYNEN, K. L. “The Production of Austempered Ductile Iron (ADI)”, Proceedings 2002 **World Conference on ADI. Ductile Iron Society and the American Foundry Society**, Louisville, KY p.1 , 2002.

<<https://www.researchgate.net/publication/242359329>>. Acesso em: 13 Mar 2017

HAYRYNEN.K.L, SUMNER.S , et al, “**Agricultural Applications of Austempered Iron and Steel Components**”, Technical paper, p. 03 – 06, Applied Process Inc. 2009

<<https://www.researchgate.net/publication/242359329>>. Acesso em: 13 Mar 2017.

HARRIS. D.G. “Austempered Ductile Iron (ADI): Influence of Austempering Temperature on Microstructure, Mechanical and Wear Properties and Energy Consumption”. Technical paper, **Metals Journal**, Vol.53, n°08, p.2-12, 2018.

HUPALO, M.F, RAMOS.D “Aspectos cinéticos e microestruturais da transformação bainítica incompleta em ferros nodulares austemperados”, Artigo Técnico - **Revista Escola de Minas**, Vol.65, n°2, p.217-224, 2012.

HUPALO, M.F “Influence of casting heterogeneities on microstructure and mechanical properties of austempered ductile iron (ADI)”. Universidade Estadual de Ponta Grossa, Departamento de Engenharia de Materiais, Technical Paper, **Revista Matéria**, Vol. 22, n°03, p.1 – 9, 2017.

JDM – B8, “Ductile (Spheroidal Graphite) Cast Iron Standard” – JD Standards, Current Edition 01/05/2015 – Moline, Illinois USA.

KEOUGH, J.R.; HAYRYNEN, K.L; PIOSZAK, G.L. “Designing with Austempered Ductile Iron (ADI)”, paper 10-129, **AFS Proceedings, American Foundry Society**, Schaumburg, Ill, p. 1-15, 2010.

KEOUGH, J., HAYRYNEN, K. “Automotive Applications of Austempered Ductile Iron (ADI): A Critical Review”, SAE Technical paper n° 2000-01-0764, Casting Solutions for the Automotive Industry, SAE Transactions, **Journal of Materials & Manufacturing**, Vol.109-5 p. 1 - 13, 2000.

KOVACS, B.V. Austempered Ductile Iron: “Fact and Fiction” **Modern Casting**, p.38- 41, 1990.

LAVIGNE, O., et al. “**A study on the relationship between microstructure and mechanical properties of acicular ferrite and upper bainite**”. Technical paper, School of Mechanical Engineering, University of Adelaide, Australia, *Journal Materials Science & Engineering*, Vol. A663, p.193–203, 2016.

LIU, J., ELLIOT, R. “The influence of cast structure on the austempering of ductile iron” Technical paper, **Proceedings of the Sixth International Symposium on the Science and Processing of Cast Iron**, *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 11, n°05, p.407- 412, 2016.

<<https://www.tandfonline.com/doi/abs/10.1080/13640461.1999.11819308>> Acesso em: 15 Dez 2017.

MATTAR JUNIOR, A.R. “**Influência dos elementos de liga Cu-Ni-Mo nas propriedades mecânicas e na austemperabilidade do ADI**”, dissertação de mestrado – USP, 2009, Biblioteca Digital USP.

<<http://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/88/88131/tde-04062009-145511/pt-br.php>>. Acesso em: 15 Dez 2017.

MATSUDA, H., BHADESHIA, H.K. “**Kinetics of the bainite transformation**”. Department of Materials, Science and Metallurgy, University of Cambridge, Pembroke Street, Cambridge – UK, *The Royal Society* Vol. A460, p.1707 – 1722, 2004.

MAZANCOVÁ, E., et al, “Acicular ferrite and bainite microstructure properties and comparison of their physical metallurgy response”. Technical paper, **Metal Conference – 2005**, p.24 – 26, Ostrava - Poruba, República Tcheca, 2005.

MAZANCOVÁ, E., et al, “**Physical metallurgy of Acicular ferrite formation**”. Technical paper, Department of Materials Engineering, Department of Physics, Faculty of Metallurgy and Materials Engineering, Technical University of Ostrava, p.01 – 06, Ostrava - Poruba, República Tcheca, 2005.

NOWAK, A., SOKOLNICKI, M., GUZIK, E., KRÓLIKOWSKI, M., RODUNDA, M., “Prediction of microstructure in ADI castings” **Archive. Metallurgical & Material**, Vol. 61, No 4, p. 2159–2164, 2016 <<https://www.researchgate.net/publication/312566981>> Acesso em: 10 Mar

2017.

OLEJARCZYK.I, ADRIAN.A, ADRIAN.H, SFEROIDALNEGO.Z. **“Parametric representation of TTT diagrams of ADI cast iron”**. Archives of Metallurgy and Materials - Polish Academy of Sciences. Committee of Metallurgy. Institute of Metallurgy and Material Science, vol. 57, iss. 2, p. 622 - 625, 2012.

<<https://www.researchgate.net/publication/265426790>>. Acesso em: 10 Mar 2017.

PELLIZZARI.M, et al, **“Effect of austempering process on the microstructure and mechanical properties of 27MnCrB5-2 Steel”**. Technical Metallurgical Archive. Vol.62, seção 2, p. 643 – 651, 2017.

PIESKE.A, GUESSER.L.W, et al **“Defeitos de microestrutura relacionados à solidificação dos ferros fundidos nodulares”** , **Seminário ABM - Inoculação e Nodulização de ferros fundidos, ABM**, Technical paper, p.01 – 07, 1990.

RAJNOVIC.D, OLIVERA.E, SIDJANIN.L. **“The standard processing window of alloyed ADI materials”**. Kovove Material n°50, p.199-208, 2012
<www.researchgate.net/publication/271121947 > Acesso em: 10 Mar 2017.

SILVA.C **“Influência do número de nódulos de grafita nas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular austemperado”**, dissertação de mestrado - UFMG, 2005 Biblioteca Digital UFMG < <http://hdl.handle.net/1843/BUOS-8DUH7V>> - Acesso em: 15 Dez 2017.

SINGH.K.K, SHAMIM.M, HIMANSHU.G **“Effect of Austempering parameters on Austempered Ductile iron”**, **NIFFT Foundry Review**, Vol.1, issue 16, p.- 2-4, 2013.
<www.nifft.ac.in/WriteReadData/13-14.pdf> Acesso em: 10 Mar 2017.

SINGH. A, SINGH.R **“Effect of Austempering temperature on the Microstructure and Microstructural parameters of austempered ductile iron”**. **International Conference on Advancements and Futuristic Trends in Mechanical and Materials Engineering**. p. 416-419, 2012. <<https://www.researchgate.net/publication/281092122>>. Acesso em: 10 Mar 2017.

SOKOLNICKI.M, NOWAK. A GUZIK. E, **“Effect of Heat Treatment Parameters on the Toughness of Unalloyed Ausferritic Ductile Iron”**. The Katowice Branch of the Polish Academy of Sciences, **Archives of Foundry Engineering**, No 2, p. 79 – 84, 2016.
<www.researchgate.net/publication/304405142> Acesso em: 10 Mar 2017.

SOUZA SANTOS A.B, **“Efeitos da composição química na produção de ferro fundido nodulares”**, ABM Technical paper, **55º Congresso anual de Metalurgia e Materiais – ABM**, p. 1-18, 2000.

SOUZA,B.V **“Desenvolvimento de ferro fundido austemperado (ADI) em banho de zinco-alumínio”**, dissertação de mestrado – PUC/RS, 2015, Biblioteca digital PUC/RS, < <http://tede2.pucrs.br/tede2/handle/tede/6220>> . - Acesso em: 15 Dez 2017.

TANAKA.Y, KAGE, H. “Development and Application of Austempered Spheroidal Graphite Cast Iron” **Materials Transactions, JIM**, Vol .33, nº06, p. 543-557, 1992.
<<https://www.researchgate.net/publication/272216251>> Acesso em: 10 Mar 2017.

TUN.T, LWIN.K, “Optimizing the Microstructure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron for Automobile Differential Gear” **Journal of Metals, Materials and Minerals**, Vol.18 No.2 p.199-205, 2008.
<<https://www.researchgate.net/publication/266327778>> Acesso em: 10 Mar 2017.

VACARI.J.A, “Cresce interesse por fundidos ADI na indústria”. **Revista Máquinas e Metais**, Vol. 26, nº 297, p. 60 - 65, 1990. Acesso em: 13 Mar 2017.

YESCAS, G,A M: “**Modeling the Microstructure and mechanical properties of austempered ductile irons**”, 2001, 183f. Thesis (Doctoral engineering), University of Cambridge,<<https://www.researchgate.net/publication/281127949>>.Acesso em: 10 Mar 2017.

YESCAS.M.A, BHADESHIA.H.K.D.H. “**Model for the maximum fraction of retained austenite in austempered ductile cast iron**”, Technical paper, Department of Materials, Science and Metallurgy, University of Cambridge, Pembroke Street, Cambridge – UK, **Materials Science and Engineering A**, Vol. A333, p.60-66, 2002.