

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais
PPGE3M

AVALIAÇÃO DA AUSTEMPERABILIDADE DE UM FERRO FUNDIDO NODULAR
EM BANHO DE LIGAS METÁLICAS

Bruno Bueno

Dissertação para obtenção do Título de Mestre
em Engenharia

Porto Alegre
2019

BRUNO BUENO

AVALIAÇÃO DA AUSTEMPERABILIDADE DE UM FERRO FUNDIDO NODULAR
EM BANHO DE LIGAS METÁLICAS

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Orientador: Prof. Dr. Afonso Reguly

Porto Alegre

2019

II

CIP - Catalogação na Publicação

Bueno, Bruno

AVALIAÇÃO DA AUSTEMPERABILIDADE DE UM FERRO FUNDIDO
NODULAR EM BANHO DE LIGAS METÁLICAS / Bruno Bueno. --
2019.

70 f.

Orientador: Afonso Reguly.

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. Austêmpera. 2. Ferro Nodular. 3. ADI. 4. ZAMAC.
5. Ferro Fundido Nodular Austemperado . I. Reguly,
Afonso, orient. II. Título.

Elaborada pelo Sistema de Geração Automática de Ficha Catalográfica da UFRGS com os
dados fornecidos pelo(a) autor(a).

Esta dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração em Ciência dos Materiais, e aprovada em sua forma final, pelo orientador e pela Banca Examinadora do Programa de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Afonso Reguly

Banca Examinadora:

Prof. Dr. André Ronaldo Froehlich

Prof. Dr. Guilherme Vieira Braga Lemos

Prof. Dr. Vinicius Karlinski De Barcellos

Prof. Dr. Afonso Reguly
Coordenador do PPGE3M

Dedico este trabalho à minha família.

AGRADECIMENTOS

Ao Professor Dr. Afonso Reguly, pela orientação no desenvolvimento desse trabalho.

Ao Professor Dr. Cléber Rodrigo de Lima Lessa pelo apoio e estímulo no desenvolvimento desse trabalho.

Aos colegas Técnicos de Laboratório do IFRS, Celso Roman Jr., Diego Chiarello e Marcelo Broch, pelo apoio durante os ensaios e incentivo durante todo o trabalho.

A Fundação Alca, em especial a Goreti Link Buttenbender e Jeison H. Zilles pelo apoio para fundição dos corpos de prova.

Ao Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Rio Grande do Sul – Campus Caxias do Sul e UFRGS, por todo apoio para realização deste trabalho.

Por fim, agradeço àqueles que de alguma maneira contribuíram para a realização deste trabalho.

RESUMO

O Ferro Fundido Nodular Austemperado (ADI) consiste em um ferro fundido nodular tratado termicamente pelo processo de austêmpera. Sua microestrutura única resulta em um material com elevados valores de resistência mecânica, ductilidade, resistência ao impacto e resistência ao desgaste. Levando em consideração a relação peso/resistência o ADI passa a ser competitivo quando comparado com aços de maior resistência e ligas de alumínio. Atualmente o meio de resfriamento mais utilizado para o tratamento térmico de austêmpera nos ferros fundidos nodulares são os sais fundidos. Entretanto a utilização de sais fundidos gera uma preocupação referente a questão ambiental, pois os banhos de sais são insalubres e geram resíduos que devem ter destinação controlada. O objetivo deste trabalho é desenvolver através de ensaios práticos um tratamento térmico em banho de ligas metálicas fundidas, tornando-se uma alternativa ao banho de sais fundidos, menos nocivo ao meio ambiente. Corpos de prova (CPs) de Ferro Fundido Nodular foram extraídos de blocos padronizados para a realização do tratamento de austêmpera. Estes corpos de prova foram instrumentados com termopares, para aquisição de curvas de resfriamento. Os CPs foram austenitizados a 900°C por 60 minutos em forno mufla, e resfriados em dois banhos nas temperaturas de 400°C e 370 °C durante 30, 60, 90 e 120 minutos. Os banhos são de liga Zamac 5 para temperatura de 400°C e Zamac 5 com adição de Estanho para temperatura de 370°C. Após os tratamentos os corpos de prova foram analisados por microscopia óptica, difração de raios X e ensaios mecânicos (Resistência à Tração, Teste de Impacto Charpy e Dureza Brinell). Os resultados foram comparados com as propriedades requeridas pela norma ASTM A897M. O tratamento mostrou-se eficiente, confirmando a efetividade do banho e do tratamento.

Palavras chave: Austêmpera, Ferro Nodular, ADI, Zamac

ABSTRACT

The Austempered ductile iron (ADI) consists of a nodular cast iron heat-treated by the process of temperature. Its unique microstructure results in a material with high values of mechanical strength, ductility, impact resistance and wear resistance. Taking into account the weight / resistance ratio the ADI becomes competitive when compared to higher strength steels up to aluminum alloys. Currently the most used cooling medium for the austenite heat treatment in ductile iron are the salt baths. However, the use of molten salts generates a concern regarding the environmental issue, since salt baths are unhealthy and generate waste that must have a controlled destination. The objective of this work is to develop, through practical tests, a heat treatment in a molten metal alloy bath, making it an alternative to the salt baths, less harmful to the environment. Ductile iron test specimens (TSs) were extracted from standard blocks for the austempering. These specimens were instrumented with thermocouples to acquire cooling curves. The TSs were austenitized at 900 °C for 60 minutes in a muffle oven and cooled in two baths at temperatures of 400°C and 370°C for 30, 60, 90 and 120 minutes. The baths are Zamac 5 alloy for temperature of 400°C and Zamac 5 with addition of Tin for temperature of 370°C. After the treatment the specimens were analyzed by optical microscopy, X-ray diffraction and mechanical tests (tensile strength, Charpy Impact Test and Brinell Hardness). The results were compared to the properties required by ASTM A897M. The treatment was efficient, confirming the effectiveness of the bath and the treatment.

Keywords: Austempering, Ductile Iron, ADI, Zamak

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	XI
LISTA DE TABELAS	XIV
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	XV
1.0 INTRODUÇÃO	6
2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	18
2.1 <i>FERRO FUNDIDO</i>	18
2.2 <i>FERRO FUNDIDO NODULAR</i>	18
2.2.2 Solidificação dos Ferros Fundidos Nodulares	19
2.2.3 Processo de Fundição para Ferro Fundido Nodular	21
2.2.4 Processo de Nodularização	22
2.2.5 Processo de Inoculação	24
2.2.6 Número de Nódulos de Grafita	25
2.3 <i>FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO</i>	25
2.3.1 Especificações para o Ferro Fundido Nodular Austemperado	30
2.4 <i>TRATAMENTO TÉRMICO DE AUSTÊMPERA</i>	33
2.4.1 Etapas do Processo de Austêmpera	34
2.4.2 Influência da temperatura e tempo de austenitização	37
2.4.3 Influência da velocidade de resfriamento	38
2.4.4 Influência da temperatura de austêmpera	38
2.4.5 Influência do tempo de austêmpera	40
2.4.6 Meios de Resfriamento	40
2.4.6.1 Resfriamento em Banhos Metálicos	41
3.0 MATERIAIS E MÉTODOS	42
3.1 <i>AMOSTRAS BRUTAS DE FUSÃO</i>	42
3.2 <i>TRATAMENTO TÉRMICO DE AUSTÊMPERA</i>	44
3.2.1 Preparação dos Corpos de Prova	44
3.2.2 Preparação dos Banhos de Austêmpera	45

3.2.3	Tratamento de Austenitização e Austêmpera	45
3.3	<i>CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA</i>	48
3.3.1	Ensaio de Tração.....	48
3.3.2	Ensaio de Impacto	48
3.3.3	Ensaio de Dureza	49
3.4	<i>ANÁLISE MICROESTRUTURAL</i>	49
4.0	RESULTADOS E DISCUSSÕES	50
4.1	<i>ANÁLISE QUÍMICA</i>	50
4.2	<i>ANÁLISE TÉRMICA</i>	50
4.3	<i>INTERAÇÃO DO BANHO COM O MATERIAL</i>	53
4.4	<i>ENSAIOS MECÂNICOS</i>	54
4.5	<i>ANÁLISE MICROESTUTURAL</i>	60
5.0	CONCLUSÕES	65
6.0	SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS	66
7.0	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	67

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Microestrutura de um ferro fundido nodular bruto de fundição.....	19
Figura 2 - Secção próxima ao ponto eutético no Diagrama de Equilíbrio Fe-C.....	20
Figura 3 - Curva de resfriamento obtida por análise térmica de ferros fundidos nodulares.....	21
Figura 4 - Exemplo de fluxograma de produção do ferro fundido nodular.....	22
Figura 5 - Painel de tratamento para processo de nodularização "Sandwich"	23
Figura 6 - Painel de tratamento para processo de nodularização "Thundish Cover"	24
Figura 7 - Processo de nodularização "In-mold".	24
Figura 8 - Microestrutura típica de um ADI.....	26
Figura 9 - Comparativo das propriedades mecânicas do ADI com ferros fundidos convencionais.....	27
Figura 10 - Comparativo das propriedades mecânicas do ADI com aços fundidos. .	28
Figura 11 - Comparativo das propriedades mecânicas do ADI com aços.....	28
Figura 12 - Consumo de energia para fabricação de conjunto coroa-pinhão em aço forjado e em ADI.	29
Figura 13 - Componente de alumínio (direita), substituído pelo seu equivalente (esquerda) em ADI, gerando uma redução de 2% no peso.	30
Figura 14 - Ciclo de tratamento térmico de Austêmpera para ADI.	34
Figura 15 - Diagrama TTT de um processo de austêmpera.....	35
Figura 16 - Esquema ilustrando a formação dos braços de ferrita (α) originando nos contornos de grão (C.G.), em meio a austenita inicial (γ_0) e regiões de austenita com alto teor de carbono (γ alto C).	36
Figura 17 - Gráfico esquemático da porcentagem de austenita estável de alto carbono em função do tempo de austêmpera, apresentando os dois estágios da reação e a janela do processo.	37
Figura 18 - Influência de pequenas variações de temperatura de austêmpera nas propriedades mecânicas: a)variações no alongamento; b)variações nos limites de resistência à tração (LR) e escoamento (LE).	39

Figura 19 - Representação do bloco Y fundido com o posicionamento de onde foram retirados os CPs.....	42
Figura 20 – Blocos Y obtidos pelo processo de fundição.....	43
Figura 21 - CP de Tração usinado para receber o tratamento térmico.	44
Figura 22 - CP de Impacto usinado para receber o tratamento térmico.....	44
Figura 23 – CP instrumentado com termopar para levantamento de curva de resfriamento.....	46
Figura 24 – Célula de tratamento térmico com forno de austenitização ao lado do forno de austêmpera, para evitar perda de calor durante transferência entre os fornos.....	47
Figura 25 – Dimensões do CP usinado para ensaio de tração.	48
Figura 26 – Análise DSC do material Zamac 5.	51
Figura 27 – Análise DSC do material Zamac 5 + 5%Sn.....	52
Figura 28 – Curvas de resfriamento para banho de Zamac 5 (400°C) e Zamac + 5%Sn (370°C),	53
Figura 29 – Visão representativa dos corpos de prova após o tratamento de austêmpera com uma pequena quantidade de Zamac aderido a peça. a) CP de impacto, b) CP tração.....	54
Figura 30 – Valores médios do limite de resistência (LR) e limite de escoamento (LE) obtidos nos ensaios de tração. O tempo de 0 min corresponde a amostra em estado bruto de fusão.....	56
Figura 31 – Valores médios do percentual de alongamento obtidos no ensaio de tração. O tempo de 0 min corresponde a amostra em estado bruto de fusão.....	56
Figura 32 – Valores médios da Dureza Brinell em função do tempo de austêmpera (coluna da direita) e valores médios da energia absorvida em impacto em função do tempo de austêmpera (coluna da esquerda) . O tempo de 0 min corresponde a amostra em estado bruto de fusão.....	58
Figura 33 - Micrografia do ferro fundido nodular bruto de fusão ampliada 200x. Atacada com Nital 3%.	60
Figura 34 - Micrografia do ferro fundido Austemperado a 400°C em banho de Zamac5 ampliada 500x. Atacada com Nital 3%. (a) Austemperado por 30 minutos. (b) Austemperado por 60 minutos. (c) Austemperado por 90 minutos. (d) Austemperado por 120 minutos.	62

Figura 35 - Micrografia do ferro fundido Austemperado a 400°C em banho de Zamac 5 +5%Sn. Ampliada 500x. Atacada com Nital 3%. (a) Austemperado por 30 minutos. (b) Austemperado por 60 minutos. (c) Austemperado por 90 minutos. (d) Austemperado por 120 minutos.63

LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Consumo de energia durante a fabricação de engrenagens.....	29
Tabela 2: Especificação para o ADI segundo a norma ASTM 897/A 897M – 16.	31
Tabela 3 - Faixa recomendada para composição do ferro base.	31
Tabela 4 - Elementos de Liga (quando necessário).	31
Tabela 5 - Elementos Residuais.....	32
Tabela 6 - CE conforme espessura da peça.	32
Tabela 7 - Composição química definida para estudo no presente trabalho. (% peso).....	43
Tabela 8 – Faixa de composição química da liga Zamac 5.....	45
Tabela 9 – Parâmetros adotados para os tratamentos.	47
Tabela 10 – Composição Química do material bruto de fusão.....	50
Tabela 11 – Valores obtidos no ensaio de tração.	54
Tabela 12 – Valores médios obtidos no ensaio de tração.....	575
Tabela 13 – Valores Obtidos no ensaio de dureza e resistência impacto.....	57
Tabela 14 – Valores médios obtidos no ensaio de dureza e resistência impacto para condição bruto de fusão e austemperados.	60
Tabela 15 - Tabela comparativa entre os valores médios encontrados com os valores requeridos para atingir o Classe 1 da norma ASTM A897M. Resultados destacados em negrito e asterisco (*), não atingiram os valores.	59
Tabela 16 - Tabela comparativa entre os valores médios encontrados com os valores requeridos para atingir o Classe 2 da norma ASTM A897M. Resultados destacados em negrito e asterisco (*), não atingiram os valores.	60
Tabela 17 - % de Austenita retida em função do ciclo de Austêmpera.	63

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

ADI	<i>Austemperad Ductile Iron;</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials;</i>
CE	Carbono Equivalente;
TEE	Temperatura Eutético Estável
TEM	Temperatura de Eutético Metaestável
γ	austenita;
α	ferrita;
γ	austenita de alto carbono;
Fe_3C	cementita;
TTT	Tempo-Temperatura-Transformação;
CP	Corpo de Prova;
ϵ	alongamento;
LR	Limite de Resistência;
LE	Limite de Escoamento;
HB	Dureza Brinell;

1.0 INTRODUÇÃO

O Ferro Fundido Nodular Austemperado (ADI), é o material mais recente a integrar a família dos ferros fundidos nodulares. Consiste em um ferro fundido nodular, que pode ser ligado ou não, tratado termicamente pelo processo de austêmpera, resultando em um material com elevados valores de resistência mecânica, ductilidade, resistência ao impacto e resistência ao desgaste. (GHADERI; NILI AHMADABADI; GHASEMI, 2003; KEOUGH; HAYRYNEN; PIOSZAK, 2010)

Essas propriedades mecânicas só podem ser alcançadas devido a microestrutura única formada durante a austêmpera, essa microestrutura é composta de ferrita acicular e austenita estabilizada com alto teor de carbono denominada de ausferrita. (KOVACS, 1990)

Os parâmetros para se obter um fundido austemperado de qualidade são os mesmos que para se obter um fundido convencional de qualidade. O ADI pode ser produzido com sucesso a partir de peças em ferro fundido nodular, dentro de uma grande variação de composição química, processos e formas. (ASTM 897/897M-16; HARDING, 2007)

O meio de resfriamento mais utilizado para o tratamento térmico de austêmpera nos ferros fundidos nodulares são os sais fundidos. Entre os mais utilizados estão família dos Nitritos ou Nitratos de Sódio ou Potássio, dependendo da temperatura desejada. Entretanto a utilização de sais fundidos gera uma preocupação referente a questão ambiental, pois os banhos de sais são insalubres e geram resíduos que devem ter destino controlado. (SCHMITZ, 2014; SOUZA, 2015)

Resfriamento em banhos em metais fundidos são citados pela literatura, tais como o uso de banhos de chumbo fundido e de estanho fundido. Além disso, banhos com Zinco-Alumínio e Zamac foram testados e apresentam um resultado satisfatório quanto a sua utilização, porém necessita-se mais estudos antes de sua aplicação na indústria. (PEREIRA et al, 2019; SOUZA, 2015)

O principal objetivo deste trabalho é verificar a possibilidade da substituição de banhos de sais por banhos em ligas de Zamac 5 e Zamac 5 + 5% Sn para obtenção de ADI. Além de verificar a influência do tempo e temperatura de austêmpera desses banhos nas propriedades mecânicas do ADI.

Para isso, foram testados dois banhos metálicos, Zamac 5 e Zamac 5 + 5% Sn, para meio de resfriamento. Foram produzidos CPs (corpos de provas) a partir de

blocos Y de ferro fundido nodular não ligado, esses CPs foram então tratados termicamente com diversas variações do tempo e temperatura de austêmpera.

Como resultado espera-se obter um ADI de Classe 1, assim, confirmando a possibilidade da utilização da liga Zamac 5 e Zamac + 5%Sn para o tratamento térmico de austêmpera para os ferros fundidos nodulares.

2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 FERRO FUNDIDO

Utilizando o diagrama de fases ferro-carbono (Fe-C), costuma-se definir ferro-fundido como uma classe de ligas ferrosas que contém teores de carbono acima de 2,0%, porém na prática, a maioria dos ferros fundidos possui entre 3% e 4,5% de carbono, além de outros elementos de ligas, sendo o silício o elemento de maior influência nessa liga além do Fe-C. Por isso, geralmente, considera-se o ferro fundido uma liga ternária de Fe-C-Si. (CHIAVERINI, 1987)

A principal característica de um ferro fundido é a formação de grafita em sua microestrutura, essa tendência de formar grafita é regulada por sua composição química e taxa de resfriamento. A formação de grafita é promovida pela presença do silício em concentrações superiores a 1%. Geralmente para os ferros fundidos o carbono existe como grafita. (CALLISTER, 2008)

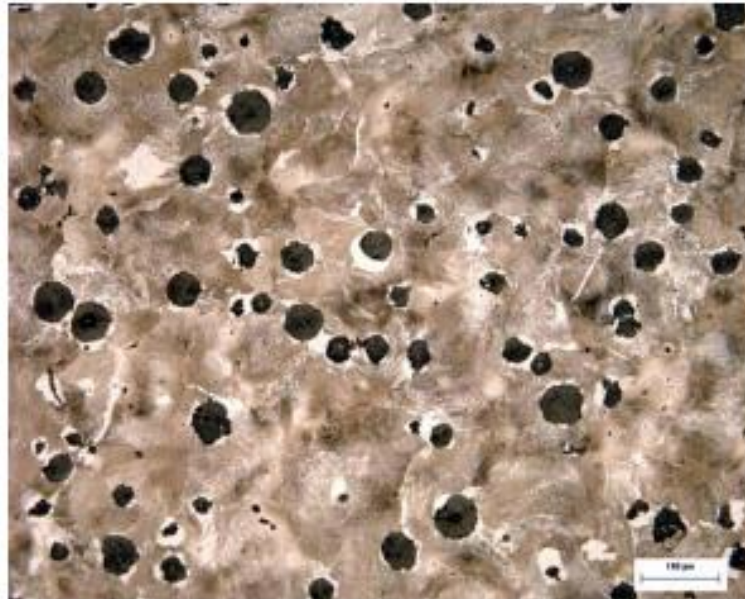
Os tipos mais comuns de ferros fundidos são:

- Cinzento
- Nodular
- Branco
- Maleável
- Vermicular

2.2 FERRO FUNDIDO NODULAR

A principal característica do ferro fundido dúctil ou nodular, é o fato de apresentar grafita na forma de nódulos ou em formato esférico, como pode ser visto na figura 1, motivo pela qual é conhecido como ferro fundido nodular. É devido a esse formato de grafita que possibilita uma boa relação entre propriedades físicas e mecânicas.

Figura 1 - Microestrutura de um ferro fundido nodular bruto de fundição.



Fonte: (HUPALO; BALZER; WARMLING, 2006)

Esse ferro fundido, apresenta uma boa ductibilidade, tenacidade e resistência mecânica. A característica mais importante, relacionada com a resistência mecânica, é o limite de escoamento que é mais elevado que em algumas outras classes de ferro fundido e que nos aços comuns. (CHIAVERINI, 1987)

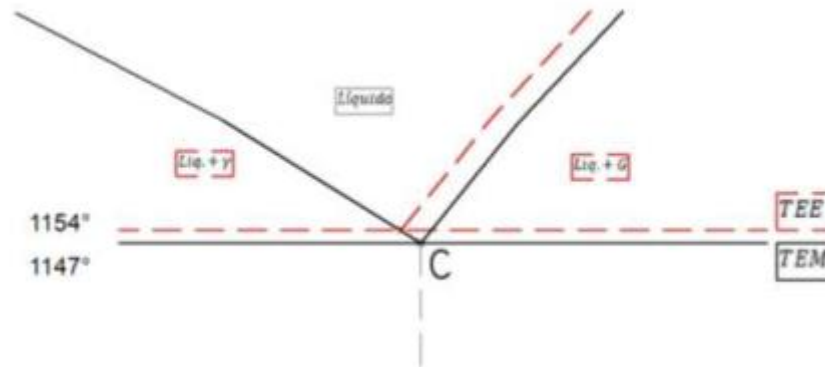
Sendo assim o ferro fundido nodular é amplamente utilizado pois além de suas ótimas propriedades mecânicas, possui um baixo custo de produção e processamento quando comparado aos aços de resistência mecânica similar. (SOUZA, 2015)

2.2.2 Solidificação dos Ferros Fundidos Nodulares

Um sistema está em equilíbrio quando as suas características não mudam ao longo do tempo. Este tipo de sistema é conhecido como estável. Entretanto o sistema Fe-C apresenta dois eutéticos proveniente do equilíbrio estável e metaestável. O estável constituído de austenita e grafita (TEE: Temperatura Eutético Estável) e o metaestável austenita e carbonetos (TEM: Temperatura de Eutético Metaestável). (SANTOS, 1989)

Na figura 2 pode-se observar uma diferença de aproximadamente 7°C entre as temperaturas de equilíbrio eutético estável (TEE) e o metaestável (TEM).

Figura 2 - Secção próxima ao ponto eutético no Diagrama de Equilíbrio Fe-C.



Fonte: (SANTOS, 1989)

Como citado anteriormente os ferros fundidos são basicamente ligas Fe-C-Si, e, portanto, seu estudo está ligado ao diagrama ternário Fe-C-Si, para teores determinados de silício. Neste caso utiliza-se uma fórmula que possibilita levar em consideração o efeito do silício nas transformações estruturais e, portanto, nas propriedades dos ferros fundidos. Este conceito é denominado "carbono equivalente" e é representado pela equação 1. (CHIAVERINI, 1987)

$$\text{C.E.} = \%C + 1/3 (\%Si + \%P) \quad (1)$$

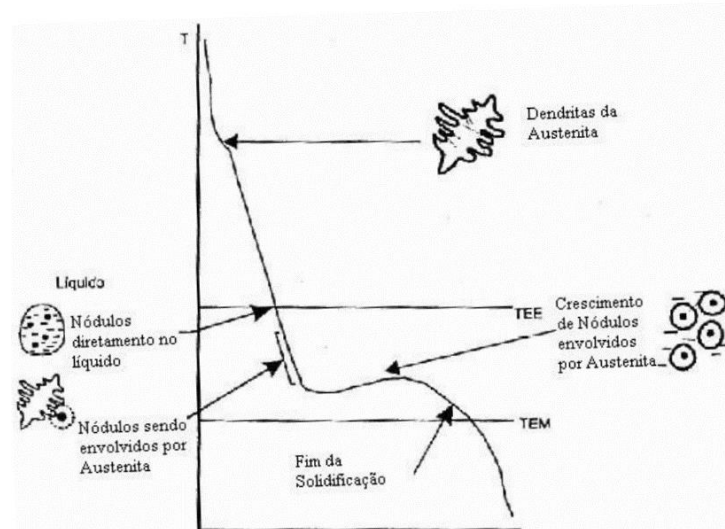
A finalidade desta grandeza é de determinar a proximidade de uma liga em relação ao eutético, considerando este ponto como 4,3% no caso dos ferros fundidos. Além de possibilitar a construção de um diagrama Fe-C que pode ser utilizado para entender a sequência de solidificação dos ferros fundidos cinzentos e nodulares. Pois em geral, elementos que promovem a formação de carbonetos diminuem o C.E enquanto os grafizantes, como o Si, aumentam. (MATTAR, 2009)

A solidificação é basicamente um processo de nucleação e crescimento das fases austenita, grafita e cementita. Conforme a temperatura decresce inicia-se a formação de dendritas de austenita relativamente pobres em carbono. À medida que a temperatura diminui, o crescimento das dendritas de austenita continua, assim, havendo um enriquecimento progressivo de carbono e silício no líquido remanescente. Após um determinado super-resfriamento abaixo da temperatura do eutético estável, inicia-se a formação de nódulos de grafita neste líquido. Os nódulos formados a partir do líquido são posteriormente encapsulados por um invólucro de austenita. (SANTOS, 1977)

Os nódulos formados para ligas hipereutéticas possuem tamanhos diferentes, estes são maiores do que os formados para ligas eutéticas e hipoeutéticas.

A figura 3 apresenta esquematicamente uma curva de resfriamento típica, obtida por análise térmica de ferros fundidos nodulares.

Figura 3 – Representação de uma curva de resfriamento obtida por análise térmica de ferros fundidos nodulares.



Fonte: (MATTAR, 2009)

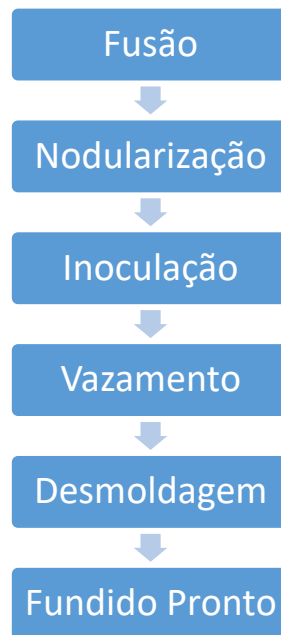
2.2.3 Processo de Fundição para Ferro Fundido Nodular

O processo de fundição do ferro fundido nodular envolve várias etapas de controle da composição química para garantir a microestrutura desejada. Este processo pode ser observado no fluxograma da Figura 4, corretamente controlado, garante eficiência no processo de esferoidização e inoculação.

As principais matérias primas para produção do ferro fundido nodular não ligado, são ferro gusa, sucata de aço e retorno de fundição, normalmente as proporções são reguladas pelo custo de cada uma e pela composição química buscada, definida pelas propriedades mecânicas esperada do produto.

Estas matérias primas são fundidas e durante o processo de fusão são feitas as correções necessárias para ajuste da composição química através da adição de elementos de liga. Deve-se evitar temperaturas excessivas durante a fusão, pois tem influência direta no número final de nódulos. (VILELA, 2010)

Figura 4 - Exemplo de fluxograma de produção do ferro fundido nodular.



2.2.4 Processo de Nodularização

O processo de Nodularização é uma técnica que nos permite obter o ferro fundido nodular, promovendo a transformação da grafita livre no banho metálico em nódulos de grafita.

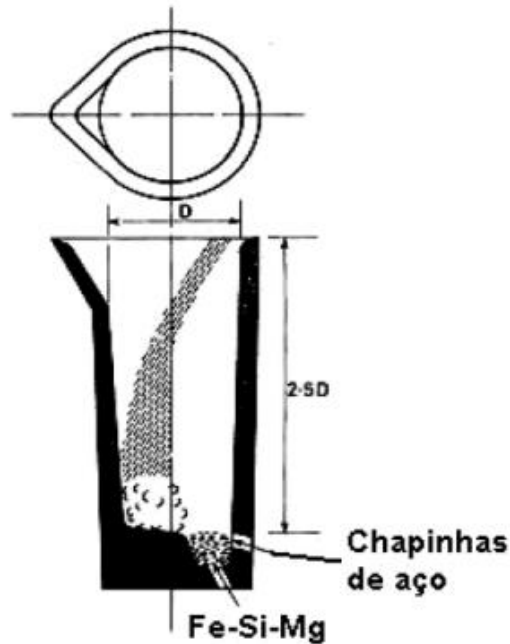
Este processo se baseia na adição de elementos de liga com efeito nodularizante ao banho metálico, diversos elementos podem promover a formação de nódulos de grafita nas ligas Fe-C-Si, entre os quais magnésio, cério e cálcio são os utilizados comercialmente, sendo o magnésio o mais utilizado, na forma pura ou mais comumente na forma de liga com outros componentes, tipicamente liga FeSiMg.

O teor residual destes elementos não deve exceder determinados limites, já que teores excessivos de magnésio, promovem a formação de carbonetos na solidificação ou grafita degenerada, tipo Spiky. Quando a quantidade de nodularizantes for menor que o necessário, ocorrerá a formação de grafita degenerada. Para o magnésio, o teor residual é na faixa de 0,04% a 0,08%. (VILELA, 2010; SANTOS, 1989)

Existem diversos processos para adicionar estes elementos de liga, sendo os processos "Sanduiche", "*Thundish Cover*" e "*In-mold*" os mais utilizados pelas indústrias.

No processo "Sanduiche" a panela possui um degrau no fundo, onde é depositada a liga nodularizante, geralmente FeSiMg, coberta com sucata fina de ferro ou pequenas chapas de aço. Então procede-se à transferência do metal líquido para panela. "Usinabilidade do ferro fundido austemperado e nodular perlítico em furação Pode ser observada na Figura 5 este processo. (VIDAL, 2013)

Figura 5 - Panela de tratamento para processo de nodularização "Sanduiche"

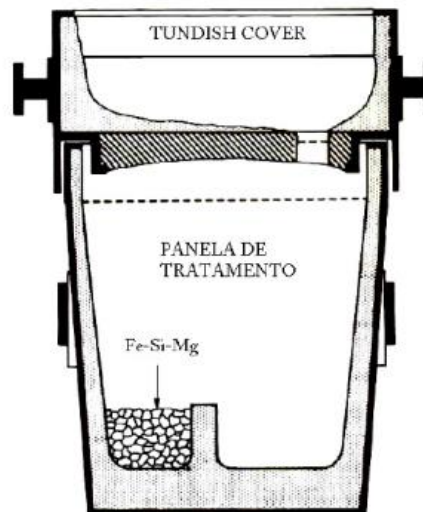


Fonte: (GUILBERT, 1974)

No processo "*Thundish Cover*", Figura 6, a panela possui uma cavidade separada no fundo da panela, para adição dos elementos nodularizantes e uma tampa que aumenta a pressão do sistema aumentando o rendimento do magnésio que chega próximo de 80%. (VILELA, 2010)

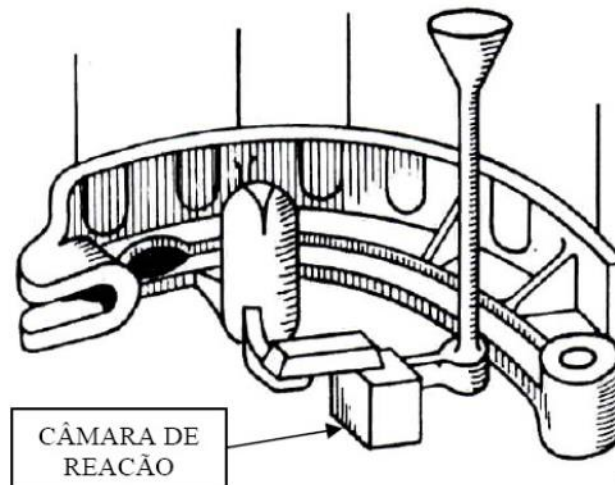
No processo "*In-mold*" a nodularização ocorre dentro do molde, a liga nodularizante é adicionado em uma câmara de reação, localizada no canal de alimentação do molde, como pode ser observado na Figura 7. Pode-se obter um rendimento do magnésio de até 80%, porém a quantidade de enxofre na liga não deve exceder 0,01% para minimizar a formação de escória já que este processo não permite a sua retirada, o que pode resultar em inclusões não metálicas.

Figura 6 - Panela de tratamento para processo de nodularização "Thundish Cover".



Fonte: (GUILBERT, 1974)

Figura 7 - Processo de nodularização "In-mold".



Fonte: (GUILBERT, 1974)

2.2.5 Processo de Inoculação

O processo de inoculação de ferros fundidos é um tratamento, realizado pouco antes do vazamento, onde é efetuada a adição de compostos de função grafitizante, geralmente contendo alto teor de silício. (MATTAR, 2009)

O principal objetivo da inoculação é promover a formação de grafita durante a solidificação, aumentando a nucleação do banho, desta forma, reduzindo o super-

resfriamento na solidificação. O aumento do número de nódulos de grafita evita a formação de carbonetos.

Os inoculantes mais utilizados são ligas de ferro silício contendo pequenas adições de cálcio, bário, estrôncio, alumínio, zircônio ou terras raras. (MACHADO, 2007)

2.2.6 Número de Nódulos de Grafita

O número de nódulos de grafita é determinado através da análise de imagem por meio de microscopia óptica de uma amostra de ferro polida sob a ampliação de 100 vezes. A contagem é definida como o número de nódulos de grafita por uma determinada área. Normalmente definida como quantidade de nódulos por milímetro quadrado.

Para ser considerada um nódulo a partícula de grafita deve ser o mais próximo possível de uma esfera, e o grau de esferoidização é determinado através de análise visual e comparativa. O grau de nodularização é classificado percentualmente variando de 0 a 100%, uma classificação de 100% significa um nódulo perfeito. (RODRIGUES, 2013; MULLINS, 2001)

Geralmente, o número de nódulos de grafita define a qualidade da peça fundida. Quanto maior o número, melhor, porém uma relação entre espessura e número de nódulos deve ser mantida. Quanto menor a secção maior o número de nódulos. (MULLINS, 2001)

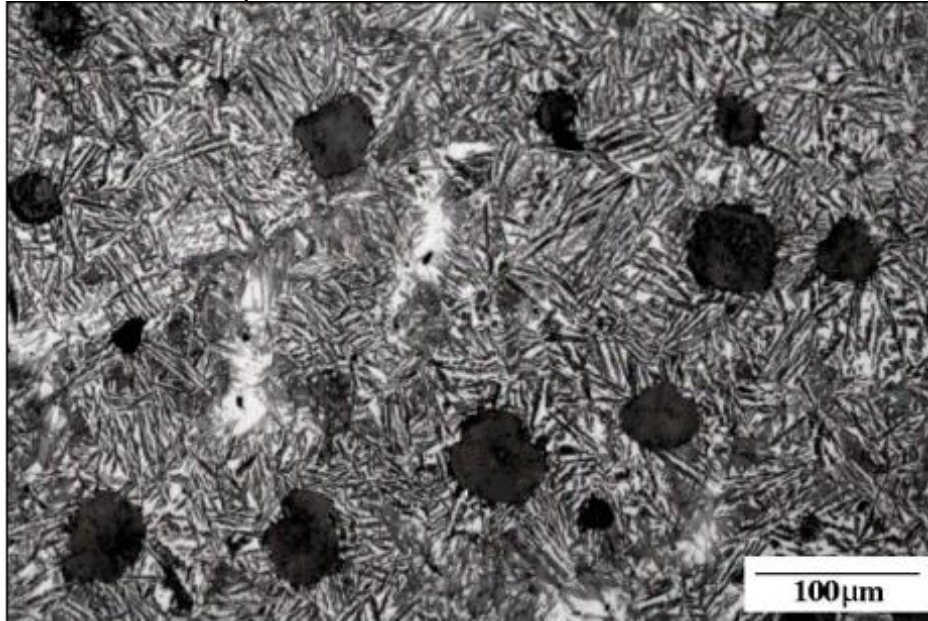
2.3 FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO

O Ferro Fundido Nodular Austemperado (ADI) é o tipo mais recente a integrar a família dos ferros fundidos nodulares. Só passou a ser utilizado comercialmente a partir da década de 70. Consiste em um ferro fundido nodular, que pode ser ligado ou não, tratado termicamente pelo processo de austêmpera, resultando em um material com elevados valores de resistência mecânica, ductilidade, resistência ao impacto e resistência ao desgaste. (GHADERI; NILI AHMADABADI; GHASEMI, 2003; KEOUGH; HAYRYNEN; PIOSZAK, 2010)

Essas propriedades mecânicas só podem ser alcançadas devido a microestrutura única formada durante a austêmpera, figura 8, essa microestrutura é composta de ferrita acicular e austenita estabilizada com alto teor de carbono

denominada por KOVACS (1990) de ausferrita e reconhecida pela *American Society for Testing and Materials* (ASTM) desde 1990 (ASTM A897). Segundo KOVACS (1990) quando observada pela primeira vez, essa estrutura foi confundida com bainita, no entanto hoje se sabe que ausferrita e bainita são constituintes diferentes pois bainita é composta de ferrita e carbonetos enquanto a ausferrita é composta de ferrita e austenita. (KOVACS, 1990; ASTM 897/897M-16).

Figura 8 - Microestrutura típica de um ADI



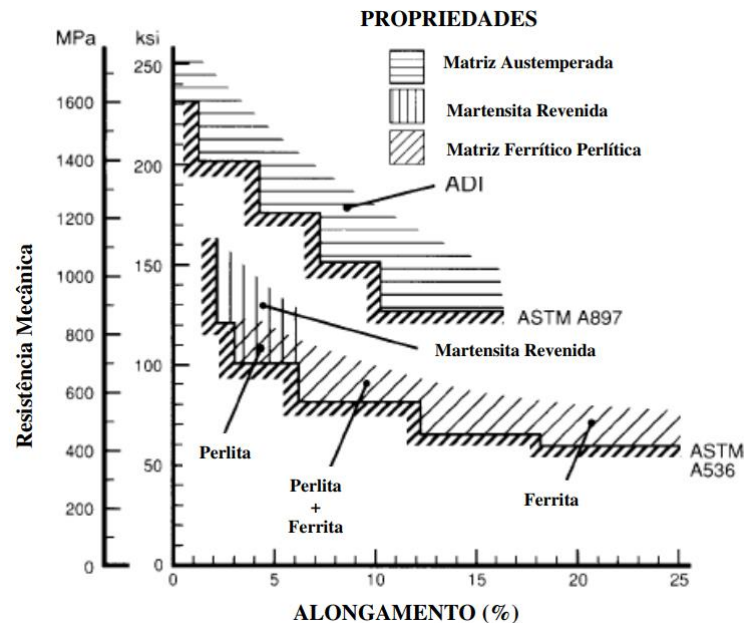
Fonte: (SILVA, 2005)

Apesar de o tratamento de austêmpera ser feito na região de transformação bainítica, não se pode confundir o mecanismo de transformação dos aços com ferro fundido nodular. Nos aços o processo de austêmpera ocorre em uma única etapa, e a austenita se transforma em bainita. Já no ferro fundido, primeiro forma-se a ausferrita, estrutura ideal do ADI, e se o processo de austêmpera for prolongado a austenita retida transforma-se em bainita. A bainita não é desejada nos ferros fundidos, pois a presença de precipitados de Carbonetos de Ferro (Fe_3C) na microestrutura prejudicam a ductibilidade e resistência ao impacto. (BALZER, 2003; ZIMBA; SIMBI; NAVARA, 2003)

Uma das grandes vantagens do ADI está na conjugação de elevada resistência mecânica e ductilidade, traz ainda outros benefícios como a melhora da resistência ao impacto, alta vida em fadiga e alta resistência ao desgaste. A figura 9 apresenta um comparativo entre as propriedades mecânicas do ADI com outras microestruturas

possíveis do ferro fundido nodular. (FILHO; DE SOUZA; DOS SANTOS, 2015; KEOUGH; HAYRYNEN; PIOSZAK, 2010)

Figura 9 - Comparativo das propriedades mecânicas do ADI com ferros fundidos convencionais.



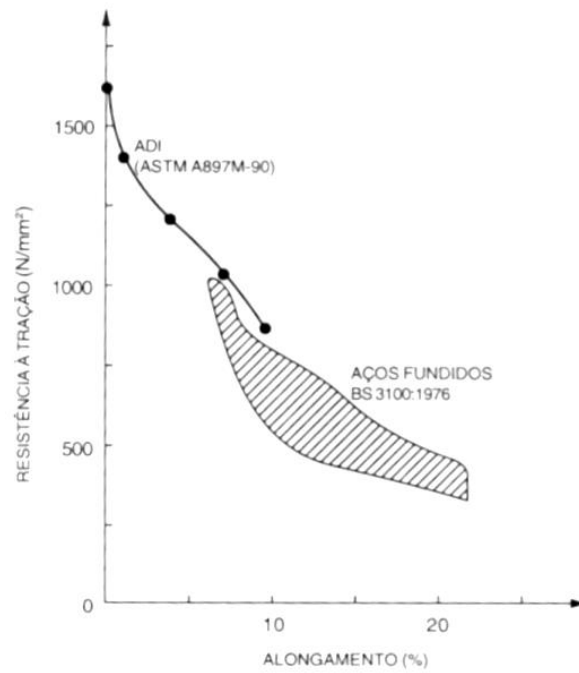
Fonte: (SORELMETAL, 1990)

Na figura 10 é apresentado uma comparação do ADI com aços fundidos especificados pela norma britânica. Analisando o gráfico, fica claro que para classes de baixa resistência do ADI equiparam-se com classes de alta resistência do aço fundido.

A figura 11 apresenta uma comparação do limite de resistência mínimo para o ADI, com valores para o nodular convencional, aços trabalhados, aços carbono, aços C-Mn e aços baixa-liga. No que diz respeito ao nodular austemperado, observa-se que ele é competitivo com aços forjados de média resistência, já para classes de alta resistência do forjado o ADI não é tão competitivo, visto que sua aplicação fica restrita a componentes que requerem somente uma moderada para baixa ductibilidade.

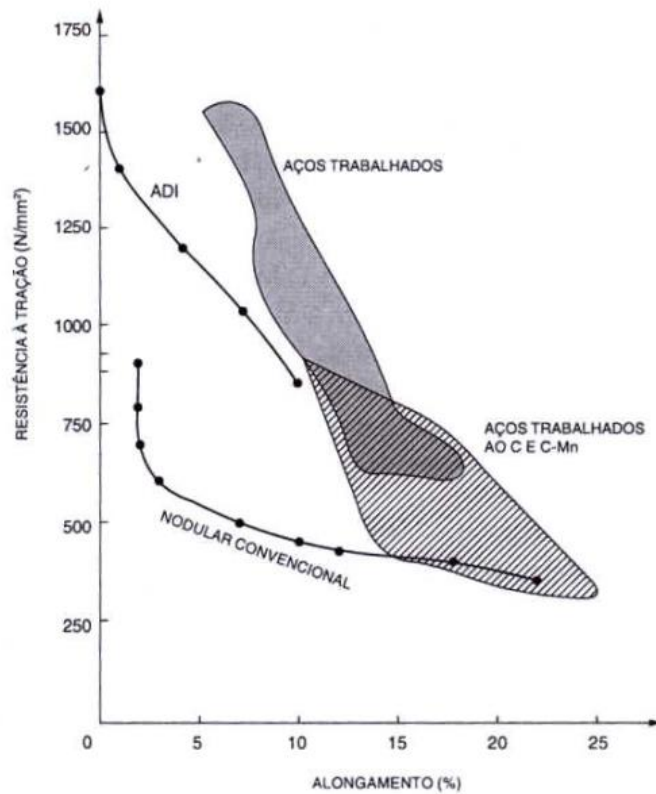
Em relação ao peso, quando comparado com aços forjados o ADI chega a ser 10% menos denso, devido aos nódulos de grafita presente na microestrutura. Levando em consideração a relação peso/resistência o ADI passa a ser competitivo desde aços de maior resistência até ligas de alumínio. (CARMO, 2003)

Figura 10 - Comparativo das propriedades mecânicas do ADI com aços fundidos.



Fonte: (HARDING, 1993)

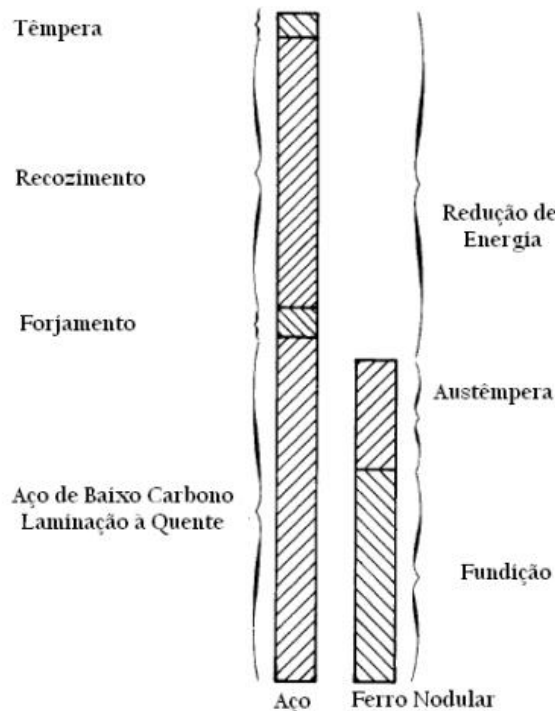
Figura 11 - Comparativo das propriedades mecânicas do ADI com aços.



Fonte: (HARDING, 1993)

Comparados com aços forjados o ADI apresenta ainda algumas vantagens, como, menor custo de fabricação, a figura 12 e tabela 1 apresentam o consumo de energia para fabricação de componentes em ADI e aço forjado. Além disso, apresenta maior usinabilidade antes de receber o tratamento térmico e maior capacidade de amortecimento, entre outras vantagens.

Figura 12 - Consumo de energia para fabricação de conjunto coroa-pinhão em aço forjado e em ADI.



Fonte: (CAST METALS, 1992)

Tabela 1- Consumo de energia durante a fabricação de engrenagens.

Operação	Consumo de Energia KW.h/t	
	Ferro Nodular	Aço Forjado
Produção do <i>Blank</i>		4500
Recozimento	2500	500
Austêmpera	600	-
Cementação	-	800 – 1200
Total	3100	5600 – 6200
Redução Total	46 a 50%	

Fonte: Adaptado de (CAST METALS, 1992)

Esse conjunto de características abre portas para que o ADI seja utilizado nas mais variadas aplicações, desde as já conhecidas como engrenagens, eixos virabrequins, suportes de motor; aplicações em equipamentos de mineração, entre outras, competindo com diversos tipos de materiais, como apresentado na figura 13, onde um cubo de roda de alumínio foi substituído por um em ADI, gerando uma redução de peso de 2% e redução de custo do componente. (SOUZA, 2015, KEOUGH, 2010)

Figura 13 - Componente de alumínio (direita), substituído pelo seu equivalente (esquerda) em ADI, gerando uma redução de 2% no peso.



Fonte: (KEOUGH, 2010)

2.3.1 Especificações para o Ferro Fundido Nodular Austemperado

Neste trabalho utilizou-se como base a norma americana ASTM 897/A 897M – 16, porém outras especificações normalizadas pela comunidade europeia e o Japão estão disponíveis. Além de especificações propostas por associação de fundidores, empresas e institutos de pesquisa. (MACHADO, 2007)

A tabela 2 apresenta as propriedades mecânicas do ADI conforme norma ASTM 897/A 897M – 16, dependendo das condições de fabricação e tratamento térmico essas propriedades se alteram atingido diferentes especificações.

Os parâmetros para se obter um fundido austemperado de qualidade são os mesmos que para se obter um fundido convencional de qualidade. O ADI pode ser produzido com sucesso a partir de peças em ferro fundido nodular, dentro de uma grande variação de composição química, processos e formas. (CARMO, 2003)

Tabela 2: Especificação para o ADI segundo a norma ASTM 897/A 897M – 16.

Unidades S.I.	Classe 1 950/650/09	Classe 2 1050/750/07	Classe 3 1200/850/04	Classe 4 1400/1100/02	Classe 5 1600/1300/01
Res. Tração Min [MPa]	900	1050	1200	1400	1600
Res. Escoamento Mín. [MPa]	650	750	850	1100	1300
Alongamento Mín. [%] CP de 50mm	9	7	4	2	1
Dureza Brinell [HBW]	269-341	302-375	341-444	388-477	402-512
Energia ao Impacto [J]	100	80	60	35	20

Fonte: Adaptado de (ASTM 897/897M-16, 2016)

A composição química do fundido austemperado é similar ao do fundido convencional, porém, para espessuras superiores a 13mm, pode-se adicionar elementos de liga, não para aumentar a resistência mecânica ou dureza, mas para aumentar a austemperabilidade do material. (SILVA, 2005)

A norma ASTM 897 não especifica uma composição química para o ADI, porém, a fim de orientar os fundidores, recomenda os valores apresentados na tabela 3 para o ferro fundido base. A tabela 4 apresenta os valores máximos de elementos de liga que devem ser adicionados quando necessário. A tabela 5 apresenta os valores máximos aceitáveis para elementos residuais.

Tabela 3 - Faixa recomendada para composição do ferro base.

Elemento	Faixa Recomendada
Carbono	3,60 % ± 0,20%
Silício	2,50 % ± 0,20%
Magnésio	(% S x 0,76) + 0,025 % ± 0,005 %
Manganês	0,35 % ± 0,05 %

Fonte: Adaptado de (ASTM 897/897M-16, 2016)

Tabela 4 - Elementos de Liga (quando necessário).

Elemento	Faixa Recomendada
Cobre	Máximo 0,80% ± 0,05 %
Níquel	Máximo 2,00% ± 0,10 %
Molibdênio	Máximo 0,30% ± 0,03 %

Fonte: Adaptado de (ASTM 897/897M-16, 2016)

Tabela 5 - Elementos Residuais.

Elemento	Faixa Recomendada
Estanho	0,02% Máx.
Antimônio	0,002% Máx.
Fósforo	0,04% Máx.
Enxofre	0,02% Máx.
Oxígeno	50 ppm Máx.
Cromo	0,10% Máx.
Titânio	0,040% Máx.
Vanádio	0,10% Máx.
Alumínio	0,050% Máx.
Arsênio	0,020% Máx.
Bismuto	0,002% Máx.
Boro	0,0004% Máx.
Cádmio	0,005% Máx.
Chumbo	0,002% Máx.
Selênio	0,030% Máx.
Telúrio	0,003% Máx.

Fonte: Adaptado de (ASTM 897/897M-16, 2016)

Outros elementos nodularizantes, como, Berílio (Be), cálcio (Ca), estrôncio (Sr), bário (Ba), ítrio (Y), lantânio (La) e cério (Ce) devem estar presentes somente na quantidade necessária para substituir o Mg, no tratamento de nodularização. Em todo caso, a quantidade de Mg residual mais as quantidades destes elementos não devem exceder a 0,06%.

Para o carbono equivalente (CE), calculado pela equação 2, a norma estabelece faixas conforme a espessura da secção. Estas faixas são apresentadas na tabela 6.

$$CE = \%C + 1/3 (\%Si) \quad (2)$$

Tabela 6 - CE conforme espessura da peça.

Espessura da Peça	Carbono Equivalente
0 a 13 mm	4,4 a 4,6
13 a 51 mm	4,3 a 4,6
Acima de 51 mm	4,3 a 4,5

Fonte: Adaptado de (ASTM 897/897M-16, 2016)

A norma ainda especifica os parâmetros de microestruturas, os quais são os seguintes:

- Matriz deve ser preponderantemente composta de ausferrita (ferrita acicular e austenita estabilizada por alto carbono);
- Contagem de nódulos mínima de 100 nódulos / mm²;
- Grau de nodularidade mínima de 80%;
- Grafita tipo I e II conforme ASTM A247.

Entretanto a literatura sugere os seguintes parâmetros:

- Para peças acima de 25 mm de espessura:
 - Número de nódulos próximo a: 150 nódulos / mm²
 - Grau de nodularização 85% no mínimo
- Para peças até de 25 mm de espessura:
 - Número de nódulos acima de: 150 nódulos / mm²
 - Grau de nodularização 95% no mínimo
- Carbonetos mais inclusões não metálicas: 0,5%
- Porosidades e ou micro-rechupes: 1%

Isto devido ao fato da morfologia da grafita ter influência direta nas propriedades mecânicas, na sanidade e na homogeneidade (maior ou menor segregação) da peça fundida. (CARMO, 2003; HAYRYNEN, 2002; LUSSOLI, 2003; MACHADO, 2007)

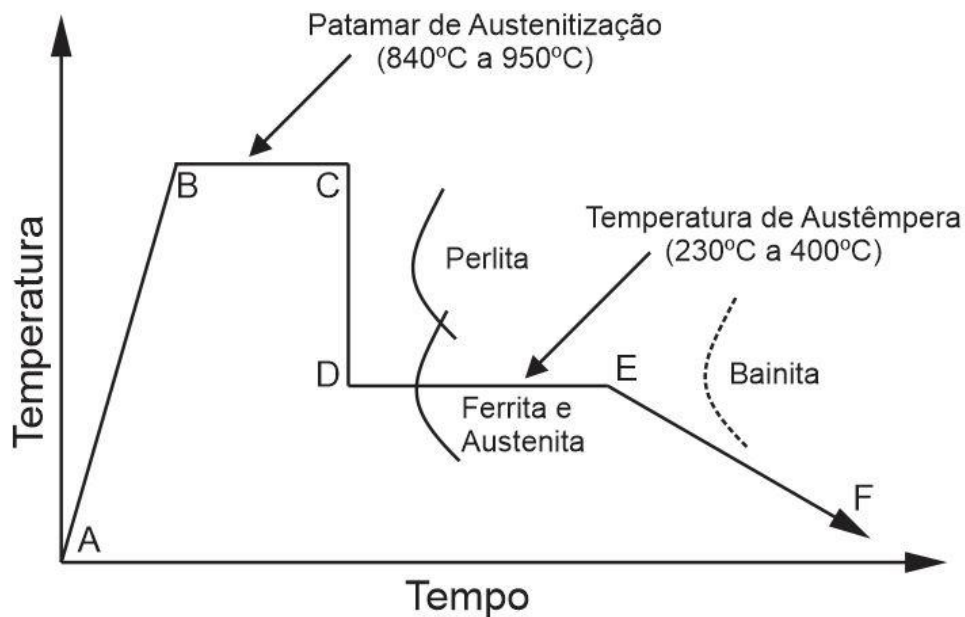
2.4 TRATAMENTO TÉRMICO DE AUSTÊMPERA

O processo de Austêmpera é um processo de tratamento térmico isotérmico, que aplicado ao ferro fundido nodular, tem por objetivo produzir uma microestrutura Ausferrítica, melhorando as propriedades desse material. As etapas para o ciclo de tratamento de Austêmpera está esquematizado graficamente na figura 14.

Em termos gerais o processo consiste no aquecimento da peça até a temperatura de austenitização, intervalo que varia entre 840 a 950°C (trecho A-B). Permanecer nessa temperatura (trecho B-C) por tempo suficiente para obter uma austenita saturada em carbono. Então, resfria-se rapidamente o material (trecho C-D), até a temperatura de austêmpera, que varia entre 230 a 400°C. Manter nessa temperatura até que matriz seja transformada em ferrita acicular e austenita (trecho

D-E) . Finalmente a peça é resfriada a temperatura ambiente (trecho E-F). (LUSSOLI, 2003)

Figura 14 - Ciclo de tratamento térmico de Austêmpera para ADI.



Fonte: Adaptado de (RODRIGUES, 2013)

2.4.1 Etapas do Processo de Austêmpera

Devido a alta quantidade de Silício e de Carbono nos ferros fundidos nodulares, o processo de austêmpera ocorre de forma diferente dos aços. Nos aços a estrutura formada é a Bainita, mistura de ferrita acicular e de carbonetos, já nos ferros fundidos nodulares obtém-se ferrita acicular e austenita estabilizada com elevado teor de carbono, chamada de ausferrita.

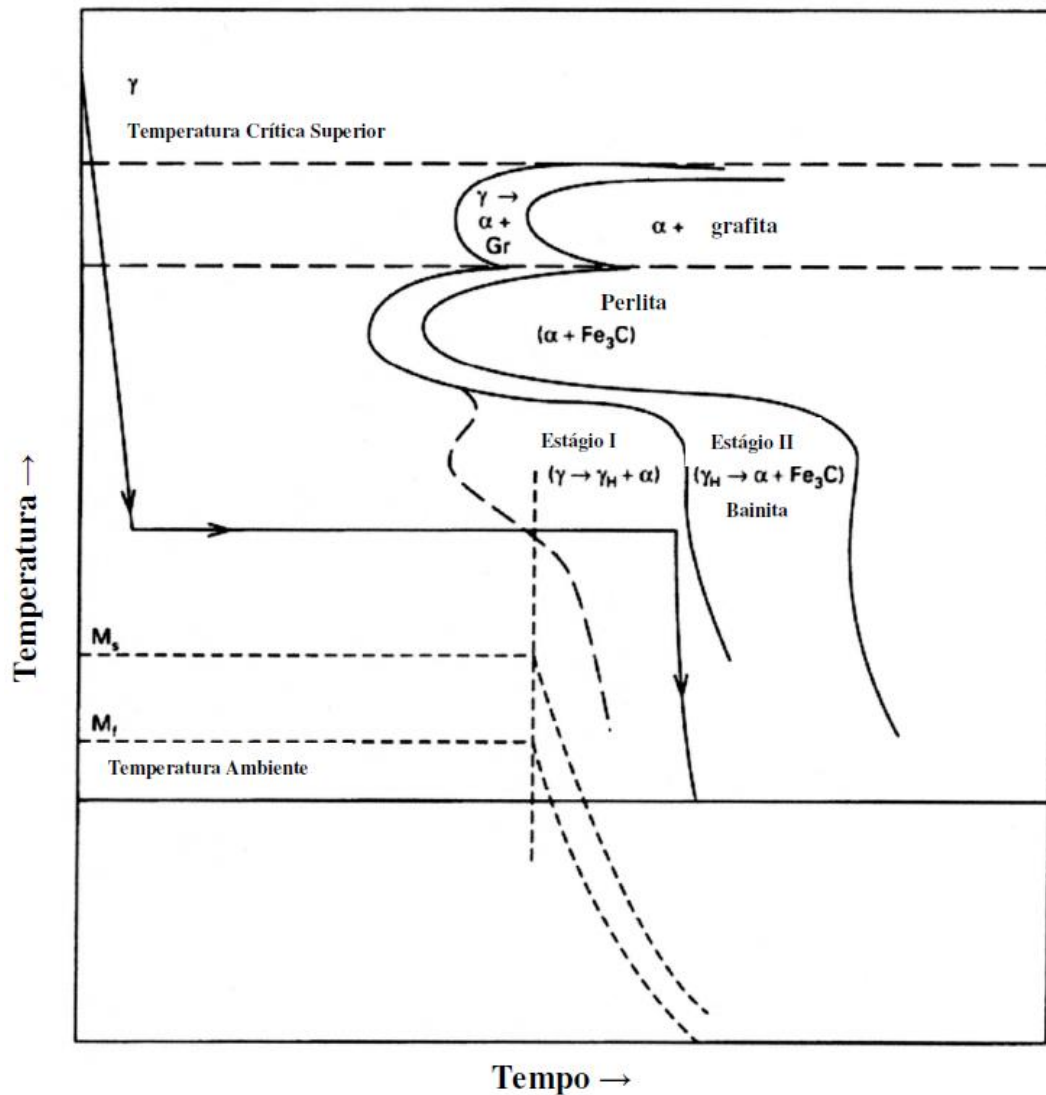
Conforme apresentado na figura 15, a austêmpera do ADI se processa em dois estágios:

- Estágio I $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma$ estabilizada
- Estágio II γ estabilizada $\rightarrow \alpha +$ carbonetos

No primeiro estágio nucleiam-se e crescem plaquetas de ferrita, na matriz completamente austenítica, sendo que a nucleação tem início nas interfaces grafita/austenita e nos contornos de grãos, separados por camadas de austenita que gradualmente são enriquecidas de carbono segregado da ferrita, conforme ilustrado na figura 16. Devido alto teor de silício dissolvido no ferro fundido, nesta etapa não ocorre a precipitação de carbonetos. Se interrompido o processo de austêmpera nesse momento, a austenita remanescente sofrerá transformação martensítica

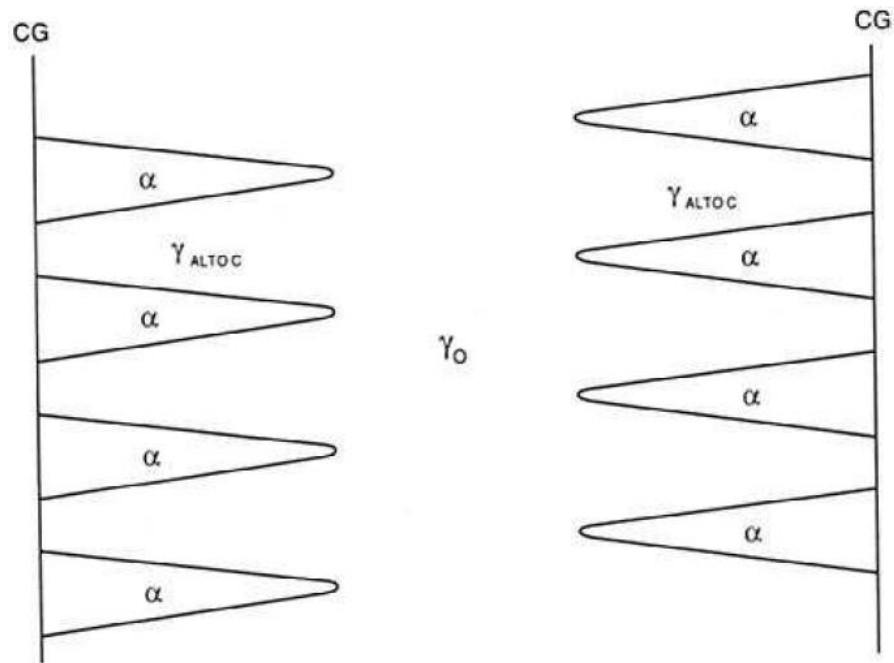
durante o resfriamento ou durante o uso por solicitação mecânica já que a austenita não foi enriquecida o suficiente para sua completa estabilização. Para alcançar a estabilização da austenita é necessário que ocorra a saturação do carbono, para isso, o tempo de permanência na temperatura de austêmpera, deve ser longo o suficiente para que ocorra, o enriquecimento de carbono na austenita como decorrência da contínua transformação ferrítica. (BALZER, 2003; CARMO, 2003; MACHADO, 2007)

Figura 15 - Diagrama TTT esquemático de um processo de austêmpera.



Fonte: (ASM METALS HANDBOOK, 1991)

Figura 16 - Esquema ilustrando a formação dos braços de ferrita (α) originando nos contornos de grão (C.G.), em meio a austenita inicial (γ_0) e regiões de austenita com alto teor de carbono ($\gamma_{\text{ALTO C}}$).

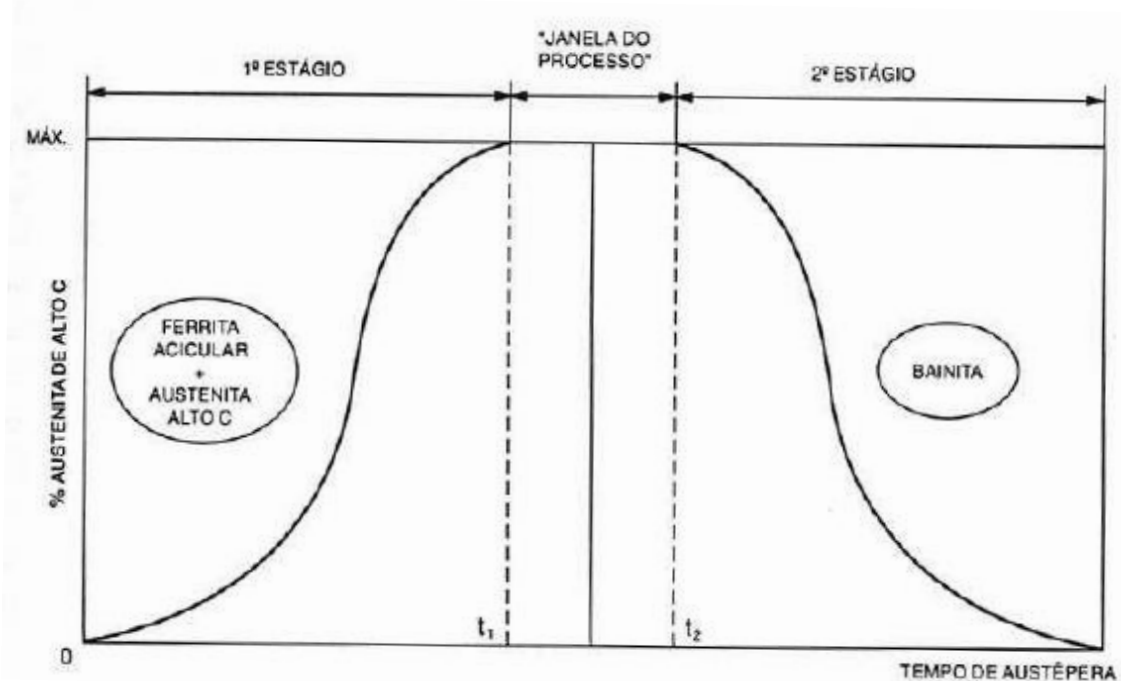


Fonte: (JANOWAK, 1983)

O segundo estágio inicia-se com a precipitação de carbonetos devido a manutenção da temperatura de austêmpera, isso ocorre pois a austenita rica em carbono tende a diminuir sua energia livre pela rejeição de carbono, induzindo a precipitação de carbonetos dentro da austenita. Se o tempo de manutenção desta temperatura for suficientemente longo, a austenita tende a desaparecer e formando uma estrutura ainda mais estável, formada por ferrita acicular e carbonetos, denominada bainita. (CARMO, 2003)

Segundo CARMO (2003) as melhores combinações de resistência mecânica, ductilidade e tenacidade são obtidas entre o final do primeiro estágio e o início do segundo estágio. Este período de tempo é conhecido como janela de processo, Figura 17.

Figura 17 - Gráfico esquemático da porcentagem de austenita estável de alto carbono em função do tempo de austêmpera, apresentando os dois estágios da reação e a janela do processo.



Fonte:(ELLIOTT, 1988)

2.4.2 Influência da temperatura e tempo de austenitização

Como visto anteriormente a temperatura de austenitização varia de 840 a 950°C, e no final deste ciclo a peça deverá estar completamente austenitizada. A temperatura de austenitização varia em função da composição química da peça. Elementos como Si e o Mo aumentam a temperatura de austenitização enquanto o Mn a diminui. (BALZER, 2003)

A temperatura de austenitização influencia diretamente a solubilidade de carbono na austenita, e essa quantidade de carbono determina a cinética da transformação que ocorre durante a temperatura de austêmpera. Consequentemente as propriedades finais do ADI serão afetadas. (MACHADO, 2007)

Austenitização a baixas temperaturas resulta em menos carbono dissolvido na austenita, aumentando assim, a força motriz para início da transformação do primeiro estágio. Ocorre um rápido crescimento das agulhas de ferrita, obtendo-se uma estrutura mais fina e homogênea, com maior tenacidade e ductilidade. Entretanto, essa temperatura não pode ser baixa a ponto de favorecer a formação de ferrita proeutetoide na microestrutura. (CARMO, 2003)

Altas temperatura de austenitização, acabam por elevar a quantidade de carbono na austenita, atrasando o início da reação do primeiro estágio, possibilitando que ao fim desse estágio, austenita não estabilizada seja encontrada na estrutura. Essa austenita não estabilizada é metaestável e pode se transformar em martensita no resfriamento ou por esforços mecânicos. (CARMO, 2003; MACHADO, 2007; KOVACS 1990)

O tempo de permanência da peça na temperatura de austenitização, tem como principal objetivo promover a saturação da austenita com carbono, esse tempo depende diretamente da matriz do fundido e da mobilidade do carbono entre os nódulos de grafita e a matriz. O tamanho e o número de nódulos de grafita, certamente, influenciam essa mobilidade. (CARMO, 2003)

2.4.3 Influência da velocidade de resfriamento

Concluída a etapa de austenitização, a peça, deve ser resfriada rapidamente até a temperatura de austêmpera. A alta velocidade de resfriamento nesta etapa é importante para evitar a formação de ferrita e perlita durante o resfriamento e para que a peça alcance a temperatura de austêmpera o mais rápido possível. (MATTAR, 2009)

Para peças com secção maiores que 18mm, a extração de calor por meios convencionais pode ser insuficiente para alcançar velocidades de resfriamento que evite a formação de ferrita ou perlita. Então adiciona-se elementos de liga na composição do ferro fundido a fim de melhorar a austemperabilidade.

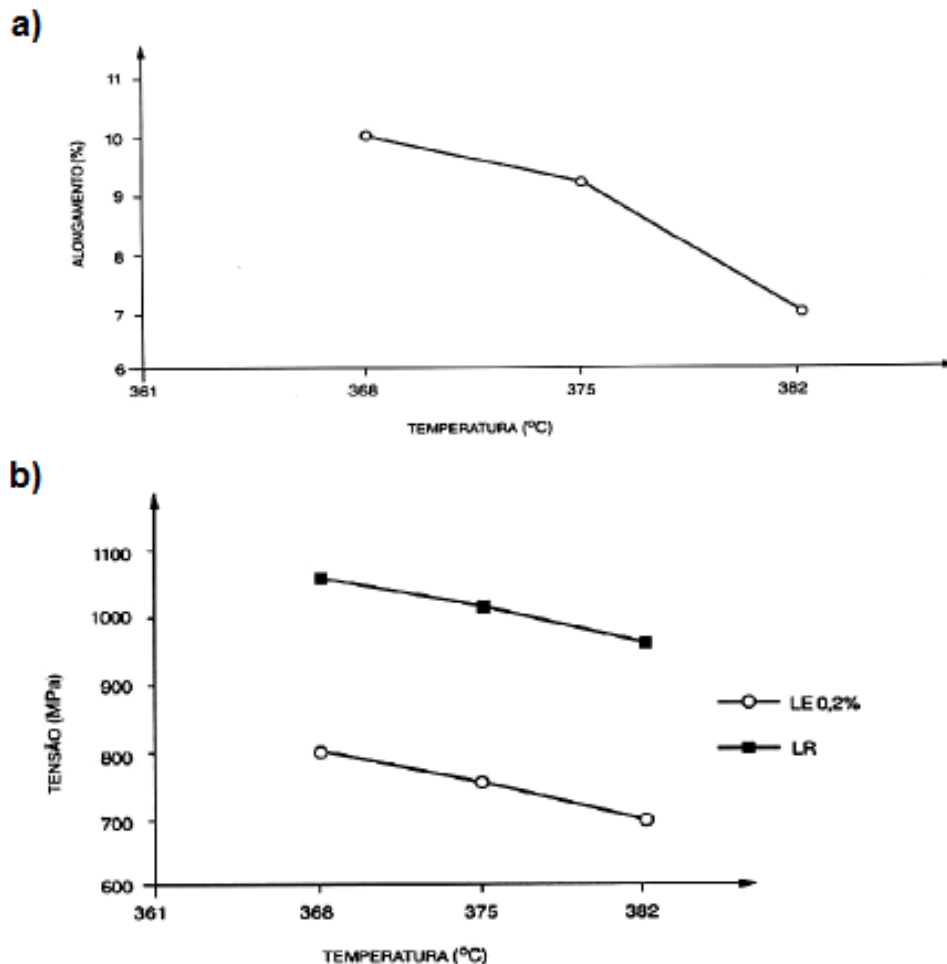
2.4.4 Influência da temperatura de austêmpera

Após o resfriamento até a temperatura de austêmpera, a peça, permanece nessa temperatura que varia de 230 a 400°C por um tempo que varia de 30 minutos a 4 horas, até a estabilização da austenita. Nesta etapa, pequenas variações na temperatura causam consideráveis alterações nas propriedades mecânicas do material, como pode ser observado na figura 18. (MATTAR, 2009)

A temperatura de austêmpera determina a microestrutura do material e conseqüentemente o grau das propriedades mecânicas atingidas. Para temperaturas maiores, acima de 350°C, forma-se ferrita acicular com austenita retida, sem a presença de carbonetos, ou seja, uma microestrutura ausferrítica. Resultando em maiores valores de alongamento, energia absorvida ao impacto e resistência à fadiga.

Para temperaturas menores, abaixo de 350°C, obtêm-se ferrita fina com carbonetos e austenita retida. Produzindo maiores valores de resistência mecânica, limite de escoamento e dureza. (BALZER, 2003; FILHO, 2015; MACHADO, 2007)

Figura 18 - Influência de pequenas variações de temperatura de austêmpera nas propriedades mecânicas: a) variações no alongamento; b) variações nos limites de resistência à tração (LR) e escoamento (LE).



Fonte: (DEFOIRDT, 1991)

Conforme mencionado, para temperaturas acima de 350°C, os valores de alongamento, energia absorvida ao impacto e resistência à fadiga são relativamente maiores que os obtidos a baixas temperaturas de austêmpera. Isso está ligado ao fato de que, para altas temperaturas agulhas de ferrita nucleiam próximos aos nódulos de grafita, que são regiões mais pobres em carbono. As agulhas de ferrita crescem formando uma estrutura ferrítica mais grosseira, ao mesmo tempo, que o carbono difunde-se para a austenita, tornando-a estável. (BALZER, 2003; MATTAR, 2009)

Para temperaturas menores que 350°C e acima da temperatura de início formação martensítica, a difusão do carbono das placas de ferrita para austenita é mais lenta, resultando na precipitação de carbonetos junto a ferrita. A ferrita formada a baixa temperatura será mais refinada que a ferrita formada a alta temperatura. O teor de carbono na austenita é menor que na transformação em temperaturas mais elevadas. (BALZER, 2003; CARMO, 2003; MATTAR, 2009)

2.4.5 Influência do tempo de austêmpera

Como visto anteriormente, para uma determinada temperatura o processo de austêmpera dos ferros fundidos acontece em duas etapas. Portanto, o tempo de manutenção em determinada temperatura, determinará a microestrutura final e conseqüentemente as propriedades mecânicas. (CARMO, 2003)

Tempos curtos não promovem a difusão suficiente do carbono para austenita, que pode se transformar em martensita quando resfriada a temperatura ambiente.

Para tempos mais longos, suficiente para iniciar o estágio II da reação, promovem a formação de carbonetos. (MATTAR, 2009)

Portanto para obter-se a estrutura ideal para o ADI, o tempo de manutenção da temperatura de austêmpera deve ser o suficiente para completar o primeiro estágio da reação, mas sem que se inicie o segundo. Esse tempo como visto anteriormente é chamado de "Janela de Processo".

A determinação dessa janela depende de inúmeras variáveis, tais como, composição química, números de nódulos, etapa de austenitização, extração de calor do banho isotérmico entre outros. Os ensaios mais frequentes para determinação dessa janela são ensaios mecânicos de tração e de impacto. (BALZER, 2003; CARMO, 2003)

2.4.6 Meios de Resfriamento

O meio de resfriamento mais utilizado para o tratamento térmico de austêmpera nos ferros fundidos nodulares são os sais fundidos. Entre os mais utilizados estão família dos Nitritos ou Nitratos de Sódio ou Potássio, dependendo da temperatura desejada. Entretanto a utilização de sais fundidos gera uma preocupação referente a questão ambiental, pois os banhos de sais são insalubres e geram resíduos que devem ter destinação controlada. (SCHMITZ, 2014; SOUZA, 2015)

2.4.6.1 Resfriamento em Banhos Metálicos

Resfriamento em banhos em metais fundidos são citados pela literatura, tais como o uso de banhos de chumbo fundido e de estanho fundido. Além disso, banhos com Zinco-Alumínio e ZAMAC foram testados e apresentam um resultado satisfatório quanto a sua utilização, porém necessita-se mais estudos antes de sua aplicação na indústria. (PEREIRA et al, 2019; SOUZA, 2015)

A utilização de ligas com adição de chumbo são citadas na literatura, devido ao baixo ponto de fusão destas ligas. No caso de uma liga 60%Sn-40%Pb o ponto de fusão fica abaixo dos 200°C, permitindo sua utilização em uma ampla faixa de temperatura. Porém, o uso de ligas contendo chumbo em sua composição deve ser evitado, pois este material é nocivo à saúde humana. (BONETI et al, 2007; ALMEIDA et al, 2013)

PEREIRA et al, 2018, apresenta em seu estudo uma avaliação de três ligas metálicas como meio de resfriamento para obtenção do ADI. Trabalhando com Zamac 5, Sn30Zn e Sn35Pb, foi possível concluir que as três ligas apresentam severidade de resfriamento suficiente para obtenção do ADI e podem ser utilizadas nos seguintes intervalos de temperatura:

- Liga Zamac: de 375 a 450°C;
- Liga Sn30Zn: de 345 a 450°C;
- Liga Sn35Pb: de 250 a 450°C.

Silva et al, 2018, estudou a utilização das ligas Zn-50Sn e Zn-5Al como meio de resfriamento e também obteve resultados satisfatórios quanto a utilização destas ligas como meio de resfriamento para obtenção do ADI, sendo que podem ser utilizadas nos seguintes intervalos de temperatura:

- Liga Zn-50Sn: de 349 a 450°C;
- Liga Zn-5Al: de 385 a 450°C.

3.0 MATERIAIS E MÉTODOS

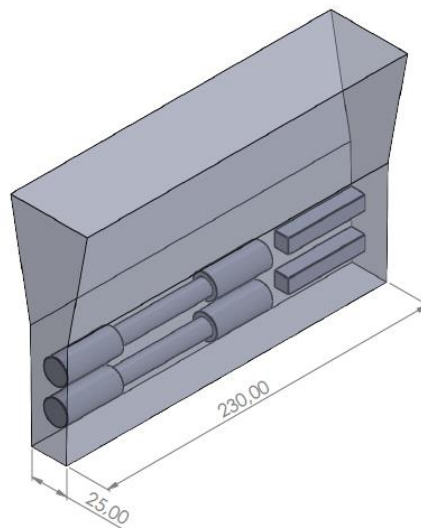
A metodologia utilizada para execução dos experimentos teve como base a norma ASTM 897/897M-16. Foram desenvolvidos corpos de prova padronizados para avaliar os parâmetros do tratamento utilizando uma liga de Zamac 5 e uma liga de Zamac 5 com adição de 5% de estanho puro, como banhos de austêmpera, a fim de se obter o ADI.

Esses corpos de prova foram caracterizados na forma bruta de fusão e após o tratamento de austêmpera, através de ensaios mecânicos, metalografia e difração de raio X.

3.1 AMOSTRAS BRUTAS DE FUSÃO

Para o desenvolvimento deste trabalho foram obtidos 15 blocos Y com espessura de 25mm conforme a norma ASTM 897/897M-16. Porém, o comprimento deste foi alterado para obtenção de um corpo de prova (CP) de tração e um de impacto no mesmo plano, conforme figura 19. De cada bloco Y foram extraídos 2 CPs para tração e 2 para o ensaio de impacto.

Figura 19 - Representação do bloco Y fundido com o posicionamento de onde foram retirados os CPs. Dimensões em mm.



Fonte: O autor.

A composição química determinada para fusão é apresentada na tabela 7, e foi definida para obtenção de um material sem elementos de liga, conforme orienta a norma ASTM 897/897M-16.

Tabela 7 – Faixa de composição química definida para estudo no presente trabalho. (% peso).

Elemento	Faixa Recomendada
Carbono	3,60 % ± 0,20 %
Silício	2,50 % ± 0,20 %
Magnésio	(% S x 0,76) + 0,025 % ± 0,005 %
Manganês	0,35% ± 0,05 %

Fonte: Adaptado de (ASTM 897/897M-16, 2016)

A fusão da liga foi realizada em um forno a indução e vazada em molde de areia no processo de cura a frio. O processo de nodularização empregado foi o Sanduiche e o nodularizante FeSiMg. A inoculação foi feita utilizando como base Fe-Si. O material foi vazado a temperatura de 1390°C. Todas as amostras foram obtidas na mesma corrida. A figura 20 apresenta os blocos Y obtidos.

A composição química foi determinada através de espectrometria de emissão óptica. As amostras para análise foram obtidas por meio do vazamento em coquilha.

Figura 20 – Blocos Y obtidos pelo processo de fundição.



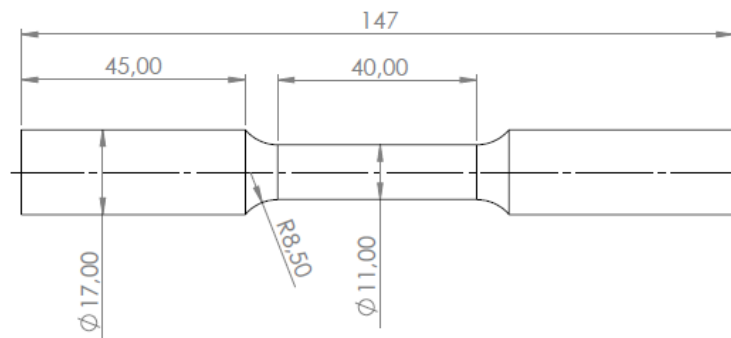
Fonte: O autor.

3.2 TRATAMENTO TÉRMICO DE AUSTÊMPERA

3.2.1 Preparação dos Corpos de Prova

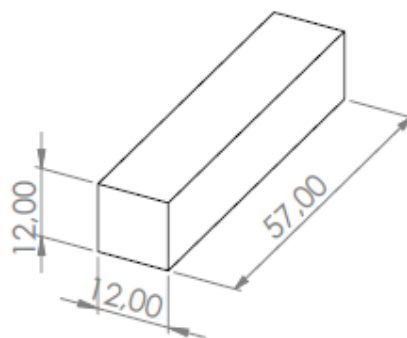
Foram retirados dos blocos Y corpos de prova e usinados em 2 formatos distintos, a figura 21 e 22 apresentam as dimensões dos CPs utilizados para o tratamento. Observa-se que apesar de os CPs estarem próximos as dimensões necessárias para ensaio de Tração e Impacto, conforme normas ASTM E8/E8M e ASTM 897/897M-16, após o tratamento é necessário uma nova usinagem devido ao sobremetal deixado na primeira usinagem.

Figura 21 - CP de Tração usinado para receber o tratamento térmico. Dimensões em mm.



Fonte: O autor.

Figura 22 - CP de Impacto usinado para receber o tratamento térmico. Dimensões em mm.



Fonte: O autor.

3.2.2 Preparação dos Banhos de Austêmpera

Inicialmente para o banho de resfriamento foi utilizada uma liga comercial de Zamac 5, a faixa de composição química indicada pelo fornecedor é apresentada na tabela 8, sua temperatura de fusão varia de 380 a 386°C. O banho metálico foi preparado em um forno tipo poço basculante de escala laboratorial, modelo POB 1000/5 do fabricante Fortelab com capacidade de fusão de 5 litros. Foram fundidos 20kg de Zamac 5.

Tabela 8 – Faixa de composição química da liga Zamac 5.

Alumínio	3,9 – 4,3 %
Magnésio	0,03 – 0,06 %
Cobre	0,70 – 1,1 %
Ferro	0,035 % Máx.
Chumbo	0,004 % Máx.
Cádmio	0,003 % Máx.
Estanho	0,0015 % Máx.
Zinco	Bal.

Fonte: O autor.

Após o tratamento do primeiro lote de CPs, foi adicionado 1kg de Estanho 99% ao banho, essa quantidade representa 5% do banho, permitindo assim baixar a temperatura do banho.

As temperaturas de fusão do Zamac 5 e do Zamac 5 + 5%Sn foram determinadas através de ensaio Calorímetro Diferencial de Varredura (DSC).

O monitoramento do banho foi realizado pelo controlador do forno e por um termopar inserido diretamente no banho, monitorado por um termômetro ICEL TD-911.

3.2.3 Tratamento de Austenitização e Austêmpera

Inicialmente para cada um dos banhos foi realizado um ciclo de tratamento utilizando um único corpo de prova instrumentado com um termopar inserido a 30mm de profundidade no centro do diâmetro, conforme figura 23, a fim de se obter a curva de resfriamento e determinar a severidade dos banhos. Para esse ciclo inicial o CP foi

austenitizado a 900°C por 30min e Austemperado sozinho e sem agitação no banho metálico, ao atingir a temperatura do banho ele permaneceu por mais 3 minutos e o ensaio foi encerrado.

A temperatura e tempo de Austenitização para todos os ensaios foi fixada em 900°C e 60 minutos a fim de comparação dos resultados com a literatura (SOUZA, 2015) (PEREIRA et. Al,2019), onde os autores utilizaram está temperatura de austenitização para outros banhos metálicos. Variou-se no presente trabalho o tempo e temperatura de austêmpera. Para o banho de Zamac 5 a temperatura de austêmpera foi definida em 400°C e para o banho de Zamac 5 + 5%Sn a temperatura foi de 370°C.

Figura 23 – CP instrumentado com termopar para levantamento de curva de resfriamento.



Fonte: O autor.

A Austenitização dos CPs foi realizada em um forno mufla marca Jung. A temperatura foi monitorada pelo termopar do próprio forno e mais um termopar inserido no forno, monitorado por um termômetro ICEL TD-911. Para evitar perda de calor durante a transferência do forno de Austenitização para o forno com o banho metálico, uma célula de trabalho, figura 24, foi montada mantendo os dois fornos próximos.

Figura 24 – Célula de tratamento térmico com forno de austenitização ao lado do forno de austêmpera, para evitar perda de calor durante transferência entre os fornos.



Fonte: O autor.

Os CPs foram mantidos no banho de Austêmpera por 30, 60, 90 e 120 minutos. Após foram retirados e resfriados ao ar.

A tabela 9 apresenta de forma simplificada os parâmetros de tratamentos adotados.

Tabela 9 – Parâmetros adotados para os tratamentos.

Temperatura de Austenitização	Tempo de Austenitização	Temperatura de Austêmpera	Tempo de Austêmpera
900°C	60 min.	400°C	30 min.
			60 min.
			90 min.
			120 min.
900°C	60 min.	370°C	30 min.
			60 min.
			90 min.
			120 min.

Fonte: O autor.

3.3 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA

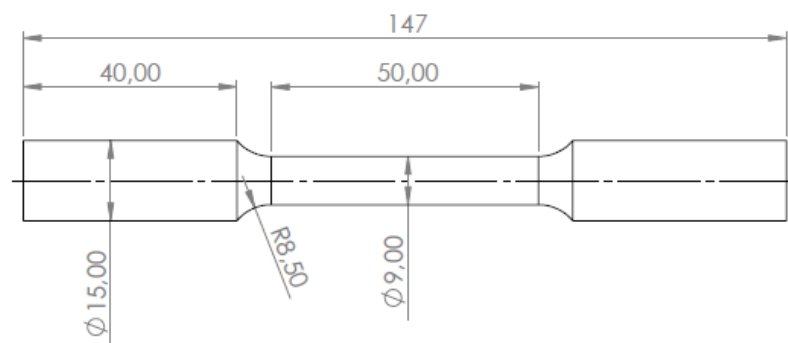
Para caracterização mecânica foram empregados ensaios de tração, ensaio de impacto tipo Charpy e ensaio de Dureza Brinell. Os resultados apresentados correspondem a uma média de três medidas e os ensaios foram aplicados nas amostras brutas de fundição e após o tratamento de austêmpera.

3.3.1 Ensaio de Tração

Após o tratamento térmico os corpos de prova foram usinados conforme ASTM E8/E8M, onde foram adotadas as dimensões referentes ao corpo de prova de diâmetro de 9mm conforme figura 25. (ASTM E8/E8M)

Os ensaios de tração foram realizados em uma Máquina Universal de Ensaios marca EMIC, modelo DL1000, com capacidade máxima de 100KN. Os ensaios foram realizados com velocidade constante de deslocamento de 0,5 mm/min, célula de carga de 10.000kg e extensômetro eletrônica marca EMIC, modelo EE09.

Figura 25 - Dimensões do CP usinado para ensaio de tração, em mm.



Fonte: O autor.

3.3.2 Ensaio de Impacto

Os ensaios de impacto tipo Charpy foram realizados em um equipamento para Ensaio de Impacto do fabricante Time Group, modelo JB-300A I/C. Com capacidade máxima de 300J.

Foi adotado o corpo de prova tipo Charpy sem entalhe, com dimensões de 10 x 10 x 55mm, conforme norma ASTM 897-16.

3.3.3 Ensaio de Dureza

Os ensaios de dureza Brinell (HB) foram realizados nas mesmas amostras utilizadas para o ensaio de impacto, após o teste de impacto, na região não deformada. Este ensaio foi realizado com carga de 3000kgf, tempo de aplicação da carga de 15 segundos com esfera de carbeto de tungstênio com 10mm de diâmetro.

3.4 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

As amostras para análise microestrutural foram retiradas da região não deformada dos corpos de prova de ensaio de tração. Foram embutidas e lixadas seguindo a seguinte sequência de granulometria: 100, 220, 400, 800, 1200 e 2000 mesh. Após realizou-se o polimento com Alumina 1 μm , 0,3 μm e 0,05 μm . Após foi realizado ataque químico com o reagente Nital 3% para revelar a microestrutura. Para visualização da microestrutura foi utilizado o microscópio marca Olympus, modelo BX41M-LED.

A contagem de nódulos foi realizada com o auxílio do software ImageJ.

Além da análise metalográfica, as amostras tratadas foram submetidas a difração de Raios X, para determinar a quantidade de austenita retida nas amostras. Foi utilizado equipamento de Medição: GE – Seifert Charon XRD M Research Edition.

Parâmetros de Medição de Análise de Fases:

- - Elemento do tubo de raios-X: Cr
- - Comprimento de onda k-alpha: 2.2897Å (médio)
- - Tensão do tubo: 30 kV
- - Corrente: 50 mA
- - Detector usado: Meteor 1D com 20 acumulações
- - Tempo de escaneamento por passo: 100 s
- - Passo: 0,01°
- - Variação do ângulo de difração 2-theta: 55°-166°
- - Rotação do ângulo Phi (porta amostra): 0,1°/s
- - Colimador 2 mm

Para o cálculo do percentual de austenita foi utilizado a ferramenta Austenite/Nitrate do software Analyze Rayflex versão 2.503 (GE & Inspection Technologies).

4.0 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 ANÁLISE QUÍMICA

O material bruto de fundição para obtenção do ADI, apresentou a composição química observada na tabela 10.

Tabela 10 – Composição Química do material bruto de fusão.

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Cu	%Mg	%Sn	%Al	%CE
3,65	2,68	0,429	0,0250	0,00860	0,0300	0,0470	0,0340	0,0110	0,0077	4,54

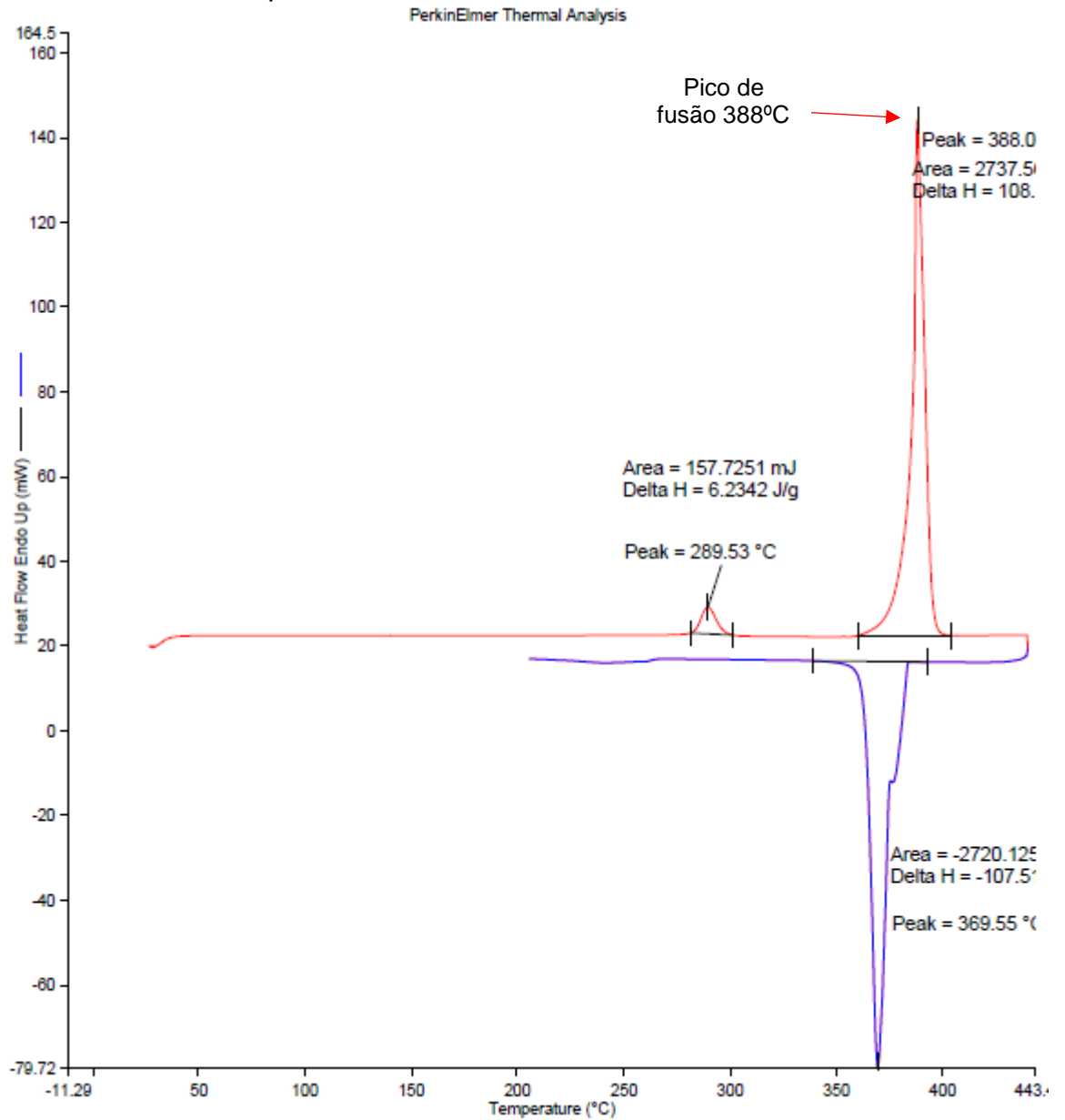
Fonte: O autor.

Como pode ser observado, os valores encontrados estão próximos ao estabelecido no planejamento experimental, exceto pelo percentual de Manganês, que ficou 0,029 % acima do recomendado, os demais elementos estão dentro da faixa de composição química recomendada pela norma ASTM A897-16.

4.2 ANÁLISE TÉRMICA

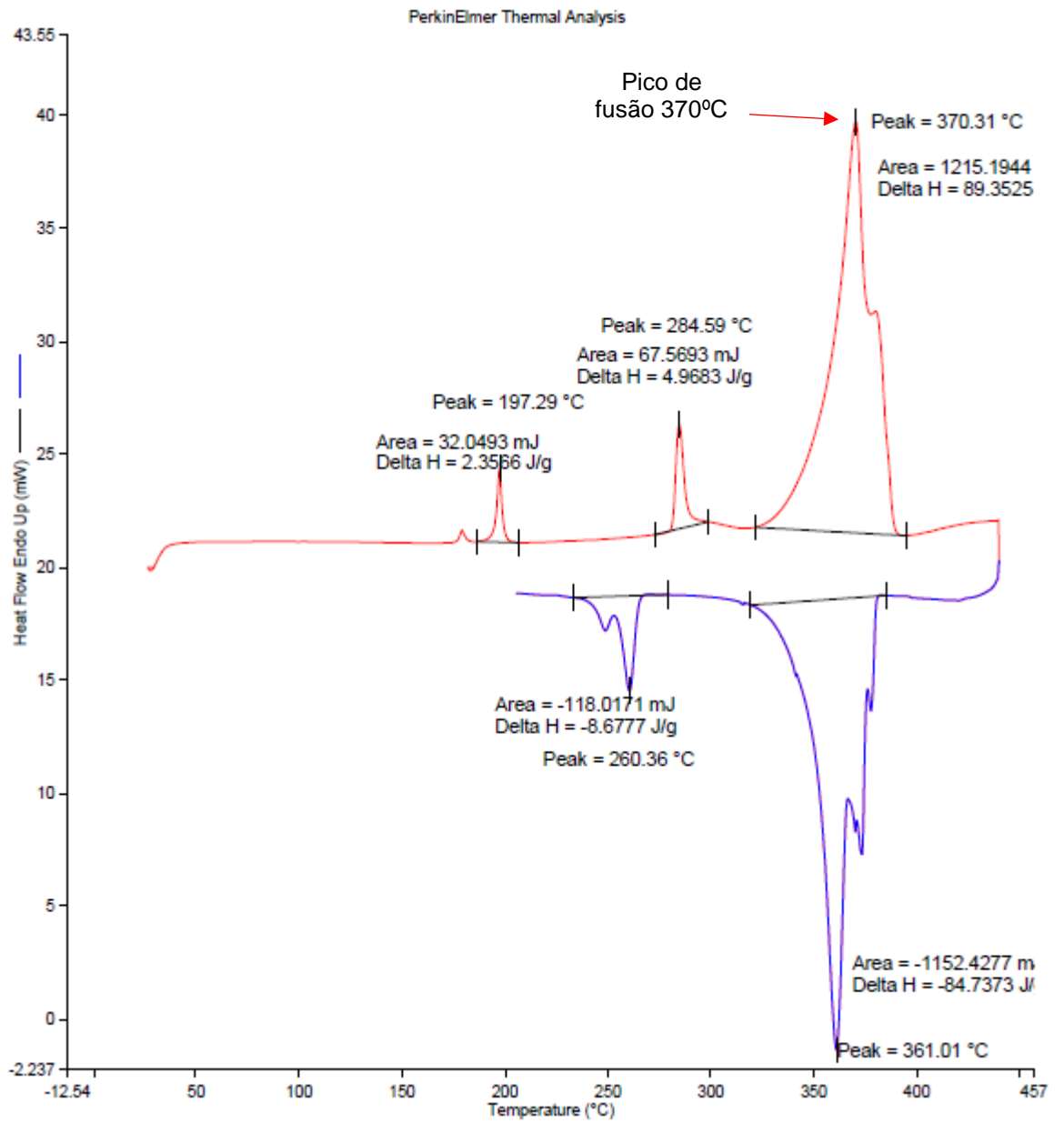
As figuras 26 e 27 apresentam a análise térmica por DSC dos materiais Zamac 5 e Zamac 5 + 5%Sn, respectivamente. Para o Zamac 5 a temperatura de fusão encontrada foi 388°C e para o material Zamac 5 + 5%Sn a temperatura encontrada foi de 370°C. Para o banho de Zamac 5 foi definida a temperatura de 400°C, enquanto o banho de Zamac 5 + 5%Sn foi definida a temperatura de 370°C. Apesar de ser a temperatura de fusão do material, em 370 °C o material está líquido com uma pequena fração de sólido dentro do banho, porém o banho ainda apresenta uma boa molhabilidade e pode ser utilizado para o tratamento de austêmpera.

Figura 26 – Análise térmica por DSC do material Zamac 5.



Fonte: O autor

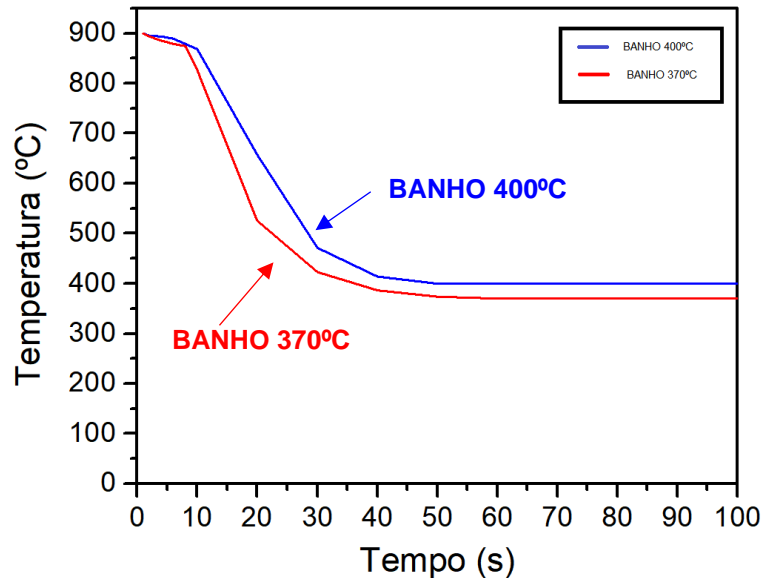
Figura 27 – Análise térmica por DSC do material Zamac 5 + Sn.



Fonte: O autor

As curvas de resfriamento, obtidas no tratamento dos CPs instrumentados com termopar, para os dois banhos estão representadas são apresentados no formato de gráfico, na figura 28.

Figura 28 – Curvas de resfriamento para banho de Zamac 5 (400°C) e Zamac + 5%Sn (370°C).



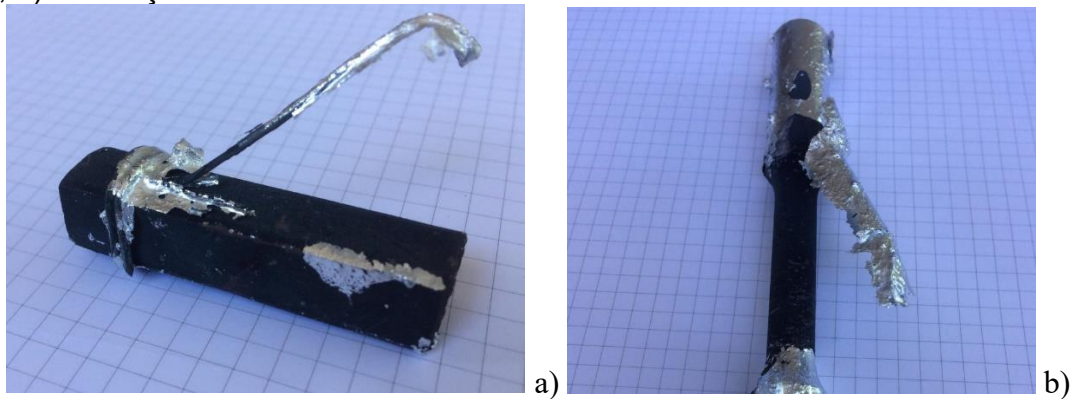
Fonte: O Autor

Para o banho de 370°C o resfriamento ocorreu a uma taxa de 12°C/s enquanto que para o banho de 400°C essa taxa ficou em 11°C/s. Segundo SOUZA (2015), a taxa mínima para tratamento de uma liga de ferro fundido nodular não ligado, para obtenção do ADI, é de 6°C/s. Pode-se afirmar que o banho oferece condições de resfriamento suficientes para austêmpera do ADI.

4.3 INTERAÇÃO DO BANHO COM O MATERIAL

Após a retirada do corpo de prova do banho e do resfriamento ao ar, uma camada do material do banho ficou aderida ao CP. Essa camada pode ser visualizada na figura 29, porém este é removido facilmente, e durante sua retirada não apresenta indícios de remoção do material ferroso, indicando que não existe interação entre os metais. Esse material removido pode retornar ao banho, evitando perda de material durante o tratamento.

Figura 29 – Visão representativa dos corpos de prova após o tratamento de austêmpera com uma pequena quantidade de Zamac aderido a peça. a) CP de impacto, b) CP tração.



Fonte: O Autor.

4.4 ENSAIOS MECÂNICOS

A tabela 11 apresenta os valores obtidos no ensaio de tração realizado no material bruto de fusão e após o tratamento de austêmpera.

Tabela 11 – Valores obtidos no ensaio de tração.

Amostra	CP	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistencia (MPa)	Alongamento (%)	
Bruto de Fusão	0-1	292	442	18,06	
	0-2	297	457	20,2	
	0-3	301	451	20	
400°C	30 min.	1-1	659	1013	6,3
		1-2	712	1005	5,5
		1-3	631	1017	5,4
	60 min.	2-1	666	1006	11,3
		2-2	652	955	8,3
		2-3	634	959	8,3
	90 min.	3-1	719	1025	7,3
		3-2	698	1028	9,1
		3-3	748	1044	10,3
120 min.	4-1	628	920	7,7	
	4-2	611	954	9,6	
	4-3	631	939	9,9	
370°C	30 min.	5-1	768	1104	6,9
		5-2	646	1095	6,5
		5-3	691	1108	7,5
	60 min.	6-1	736	1030	4,4
		6-2	709	1090	8,1
		6-3	757	1085	8,7
	90 min.	7-1	718	1051	7,4
		7-2	735	1074	9,1
		7-3	748	1044	10,3
120 min.	8-1	735	1080	10,1	
	8-2		DESCARTADO		
	8-3	720	1014	5,4	

Fonte: O autor.

A tabela 12 apresenta os valores médios e o desvios padrões obtidos no ensaio de tração realizado no material bruto de fusão e após o tratamento de austêmpera.

Tabela 12 – Valores médios obtidos no ensaio de tração.

Amostra	Limite de Escoamento (MPa)	Desvio Padrão	Limite de Resistencia (MPa)	Desvio Padrão	Alongamento (%)	Desvio Padrão
Bruto de Fusão	297	4,5	451	7,7	19,42	1,18
400°C	30 min.	668	41,1	1012	6,1	0,46
	60 min.	651	16	974	28,5	1,72
	90 min.	722	25,3	1033	10,3	1,47
	120 min.	624	11	938	17,3	1,18
370°C	30 min.	702	61,6	1103	6,3	0,51
	60 min.	734	24	1069	33	2,29
	90 min.	734	15,2	1057	15,6	1,47
	120 min.	724	11	1047	46,4	3,32

Fonte: O autor.

Os valores obtidos para o material Bruto de Fusão, o classificam, segundo a norma ASTM A536-84, como ferro fundido nodular Classe 60-40-18.

Conforme tabela 11, o CP 8-2 foi descartado por falhas durante o ensaio de tração.

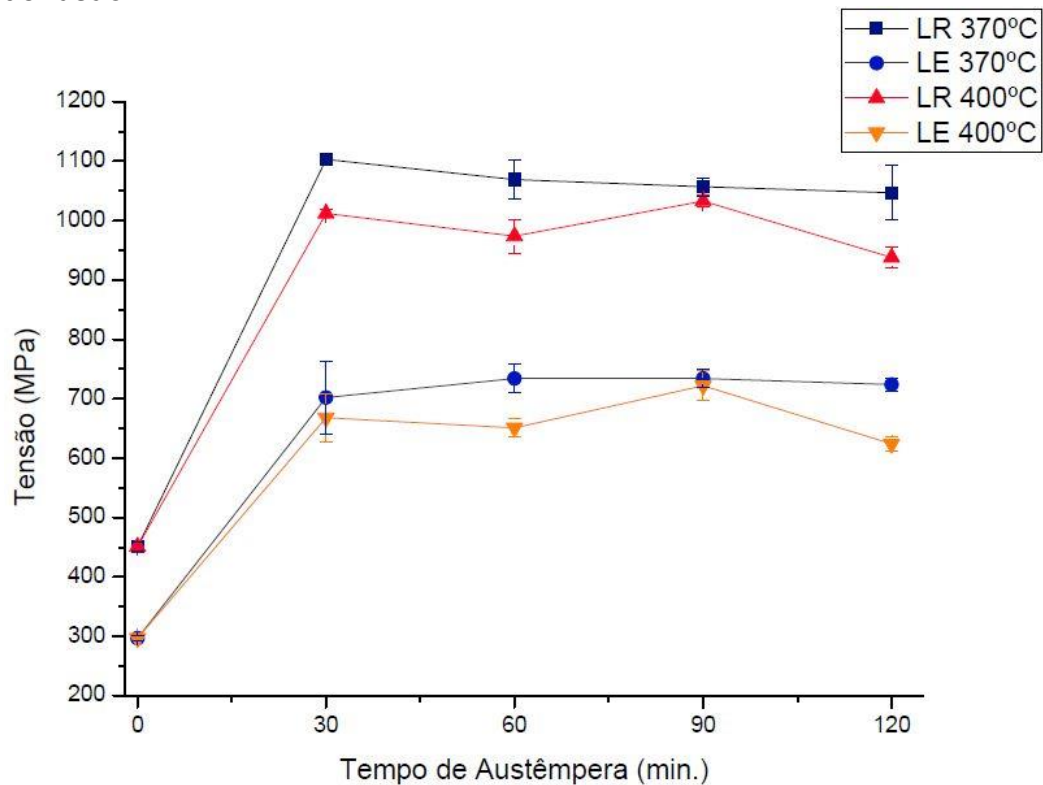
Os valores médios de resistência e escoamento, assim como os valores de alongamento são apresentados no formato de gráfico, nas figuras 30 e 31, respectivamente. É possível observar que para todos os tratamentos ocorreu um aumento significativo nas propriedades mecânicas com perda de ductibilidade quando comparado ao material Bruto de Fusão.

Para a temperatura de austêmpera de 400°C, os limites de resistência e escoamento, como podem ser observados na tabela 11, atingiram picos máximos de 1044 MPa e 748 MPa respectivamente, os dois para o tempo de austêmpera de 90 minutos. O maior percentual de alongamento foi de 11,3%, para o tempo de 60 minutos.

Para a temperatura de 370°C, o maior limite de resistência e escoamento ocorreram para o tempo de 30 minutos, atingindo 1108 MPa e 768 MPa respectivamente. Sendo que o maior percentual de alongamento foi de 10,3% para o tempo de 90 minutos.

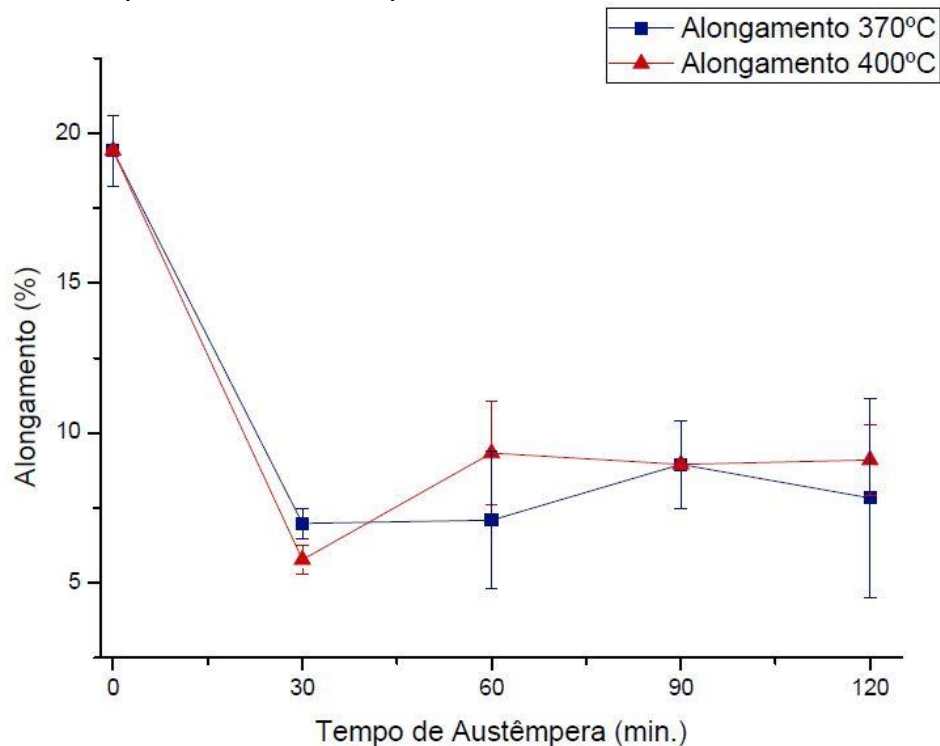
Ao comparar as duas temperaturas, os maiores ganhos de resistência mecânica ficam para a temperatura de austêmpera de 370°C, enquanto os maiores ganhos de alongamento ficam para temperatura de 400°C.

Figura 30 – Valores médios do limite de resistência (LR) e limite de escoamento (LE) obtidos nos ensaios de tração. O tempo de 0 min corresponde a amostra em estado bruto de fusão.



Fonte: O autor.

Figura 31 – Valores médios do percentual de alongamento obtidos no ensaio de tração. O tempo de 0 min corresponde a amostra em estado bruto de fusão.



Fonte: O autor.

A tabela 13 apresenta os resultados dos valores obtidos nos ensaios de dureza Brinell e Impacto Charpy.

Tabela 13 – Valores Obtidos no ensaio de dureza e resistência impacto

Amostra	CP	Dureza Brinell (HB)	Resistência ao Impacto (J)	
Bruto de Fusão	0-4	134	94	
	0-5	138	107	
	0-6	141	96	
30 min.	1-4	308	96	
	1-5	309	106	
	1-6	309	98	
	60 min.	2-4	281	105
		2-5	286	126
		2-6	289	108
90 min.	3-4	304	129	
	3-5	309	141	
	3-6	305	118	
120 min.	4-4	274	122	
	4-5	273	110	
	4-6	275	136	
30 min.	5-4	318	108	
	5-5	317	114	
	5-5	322	94	
60 min.	6-4	324	94	
	6-5	222	118	
	6-6	306	102	
90 min.	7-4	318	100	
	7-5	312	137	
	7-6	320	150	
120 min.	8-4	313	130	
	8-5	317	142	
	8-6	323	130	

Fonte: O autor.

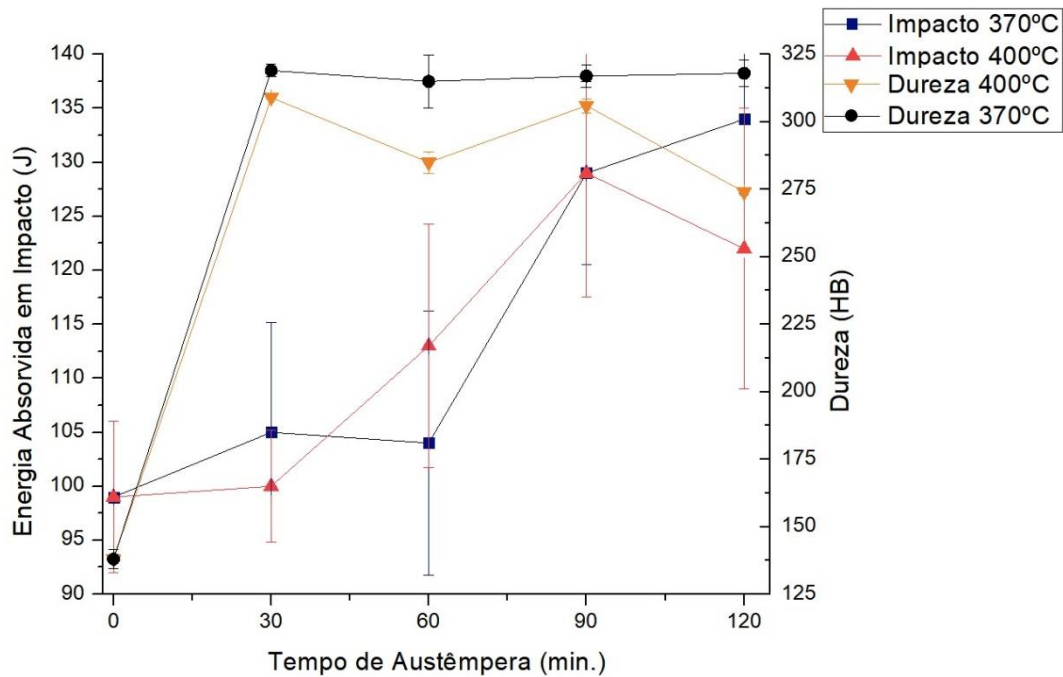
A tabela 14 apresenta os resultados dos valores médios e desvios padrões obtidos nos ensaios de dureza Brinell e Impacto Charpy. Os mesmos valores são apresentados no formato de gráfico na imagem 32.

Tabela 14 – Valores médios obtidos no ensaio de dureza e resistência impacto para condição bruto de fusão e austemperados.

Amostra	Dureza Brinell (HB)	Desvio Padrão	Resistência ao Impacto (J)	Desvio Padrão
Bruto de Fusão	138	3,5	99	7
400°C	30 min.	309	0,6	5,2
	60 min.	285	4	11,3
	90 min.	306	2,6	11,5
	120 min.	274	1	13
370°C	30 min.	319	2,3	10,2
	60 min.	315	9,9	12,2
	90 min.	317	4,2	8,5
	120 min.	318	5	6,9

Fonte: O autor

Figura 32 – Valores médios da Dureza Brinell em função do tempo de austêmpera (coluna da direita) e valores médios da energia absorvida em impacto em função do tempo de austêmpera (coluna da esquerda) . O tempo de 0 min corresponde a amostra em estado bruto de fusão.



Fonte: O autor.

Como pode-se observar na figura 32 o material Austemperado apresenta valores de dureza superiores a 97% em relação ao material sem tratamento. Os maiores valores ficam para a temperatura de austêmpera de 370°C, para essa temperatura o valor máximo encontrado foi de 324 HB para o tempo de 60min, não ocorreram diferenças significativas para os demais tempos de tratamento. Enquanto para a temperatura de 400°C os valores variaram de 273 HB (120 minutos) a 309 HB (30 e 90 minutos) de forma não uniforme.

Os resultados do ensaio de impacto Charpy, figura 32, apresentaram menores variações para os tempos de 30 e 60 minutos quando comparados ao material não tratado. Os maiores ganhos ficaram para os tempos de 90 e 120 minutos. Sendo que o valor máximo encontrado representa um ganho de mais de 50% em relação ao material bruto de fusão.

Segundo HARDING, (2007) as propriedades mecânicas do ADI dependem de inúmeros fatores interligados. Desde temperaturas e tempos de austenitização e de austêmpera, além da composição química, microestrutura do fundido e espessura de seção. Dentre estes a temperatura de austêmpera é o fator mais importante para determinação das propriedades mecânicas no ADI.

Segundo KOVACS, (1991) para altas temperaturas de austêmpera, entre 350°C e 400°C, obtém-se uma microestrutura ausferrítica mais grosseira, com maior quantidade de austenita estável e menor quantidade de ferrita acicular. Quanto maior a quantidade de ferrita acicular na estrutura, maior a sua resistência mecânica e menor a ductilidade.

A tabela 15 e 16 apresenta um comparativo dos valores encontrados com os requisitos da norma para o ADI ser classificado como Classe 1 ou 2 respectivamente.

Quando comparados os valores médios obtidos neste trabalho, levando em conta o desvio padrão, com os valores requisitados pela norma ASTM A897M, os tratamentos realizados a 400°C por 60 e 90 minutos, assim como, os tratamentos a 370°C por 120 minutos apresentam a combinação de propriedades exigidas pela norma. Enquadrando este material como um ADI de Classe 1.

Os tratamentos realizados a 370°C por 30 e 60 apresentam a combinação de propriedades exigidas pela norma para atingir a Classe 2.

Tabela 15 – Tabela comparativa entre os valores médios encontrados com os valores requeridos para atingir o Classe 1 da norma ASTM A897M. Resultados destacados em negrito e asterisco (*), não atingiram os valores.

Amostra	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistencia (MPa)	Alongament o (%)	Dureza Brinell (HB)	Resistência ao Impacto (J)	
Classe 1	650	900	9	269 ±	100 ±	
400°C	30 min.	668 ± 41,1	1012 ± 6,1	5,77 ± 0,46*	309 ± 0,6	100 ± 5,2
	60 min.	651 ± 16	974 ± 28,5	9,33 ± 1,72	285 ± 4	113 ± 11,3
	90 min.	722 ± 25,3	1033 ± 10,3	8,95 ± 1,47	306 ± 2,6	129 ± 11,5
	120 min.	624 ± 11*	938 ± 17,3	9,1 ± 1,18	274 ± 1	122 ± 13
370°C	30 min.	702 ± 61,6	1103 ± 6,3	6,98 ± 0,51*	319 ± 2,3	105 ± 10,2
	60 min.	734 ± 24	1069 ± 33	7,09 ± 2,29	315 ± 9,9	104 ± 12,2
	90 min.	734 ± 15,2	1057 ± 15,6	8,95 ± 1,47	317 ± 4,2	129 ± 8,5
	120 min.	724 ± 11	1047 ± 46,4	7,83 ± 3,32	318 ± 5	134 ± 6,9

Fonte: O autor

Tabela 16 – Tabela comparativa entre os valores médios encontrados com os valores requeridos para atingir o Classe 2 da norma ASTM A897M. Resultados destacados em negrito e asterisco (*), não atingiram os valores.

Amostra	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)	Dureza Brinell (HB)	Resistência ao Impacto (J)	
Classe 2	750	1050	7	302	80	
400°C	30 min.	668 ± 41,1*	1012 ± 6,1*	5,77 ± 0,46*	309 ± 0,6	100 ± 5,2
	60 min.	651 ± 16*	974 ± 28,5*	9,33 ± 1,72	285 ± 4*	113 ± 11,3
	90 min.	722 ± 25,3*	1033 ± 10,3*	8,95 ± 1,47	306 ± 2,6	129 ± 11,5
	120 min.	624 ± 11*	938 ± 17,3*	9,1 ± 1,18	274 ± 1*	122 ± 13
370°C	30 min.	702 ± 61,6	1103 ± 6,3	6,98 ± 0,51	319 ± 2,3	105 ± 10,2
	60 min.	734 ± 24	1069 ± 33	7,09 ± 2,29	315 ± 9,9	104 ± 12,2
	90 min.	734 ± 15,2*	1057 ± 15,6	8,95 ± 1,47	317 ± 4,2	129 ± 8,5
	120 min.	724 ± 11*	1047 ± 46,4	7,83 ± 3,32	318 ± 5	134 ± 6,9

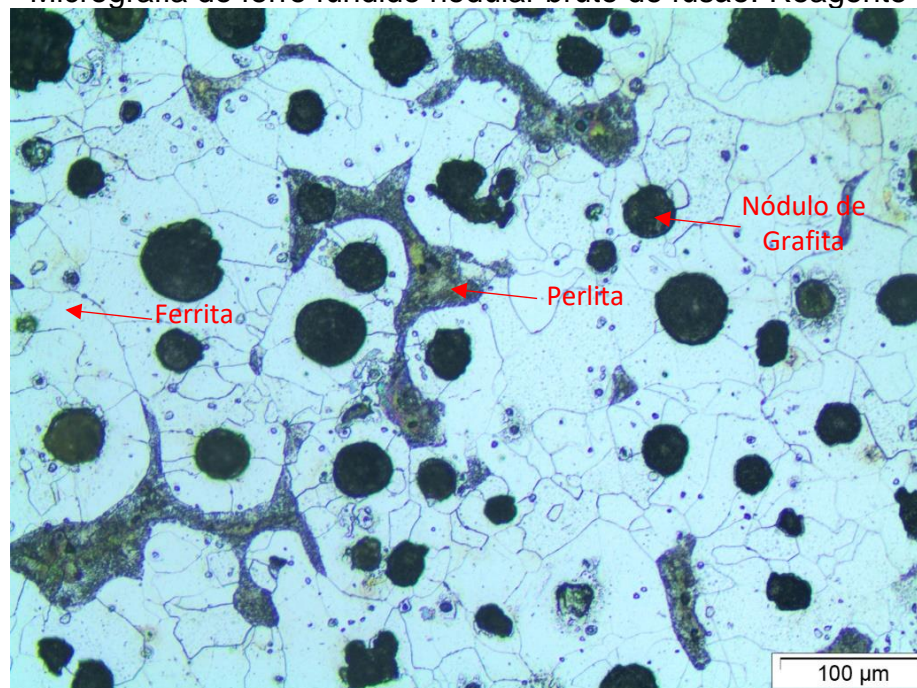
Fonte: O autor

4.5 ANÁLISE MICROESTUTURAL

Na figura 33, pode-se observar a imagem obtidas através da microscopia óptica (MO) para amostra em estado bruto de fusão.

Observa-se na imagem uma matriz com aproximadamente 90% de ferrita e 10% de perlita. A contagem de nódulos média determinada ficou em 150 nódulos/mm² e o grau de nodularização em aproximadamente 90%. Grafita foi classificada como tipo I e II conforme ASTM A247.

Figura 33 - Micrografia do ferro fundido nodular bruto de fusão. Reagente Nital 3%.



Fonte: O autor

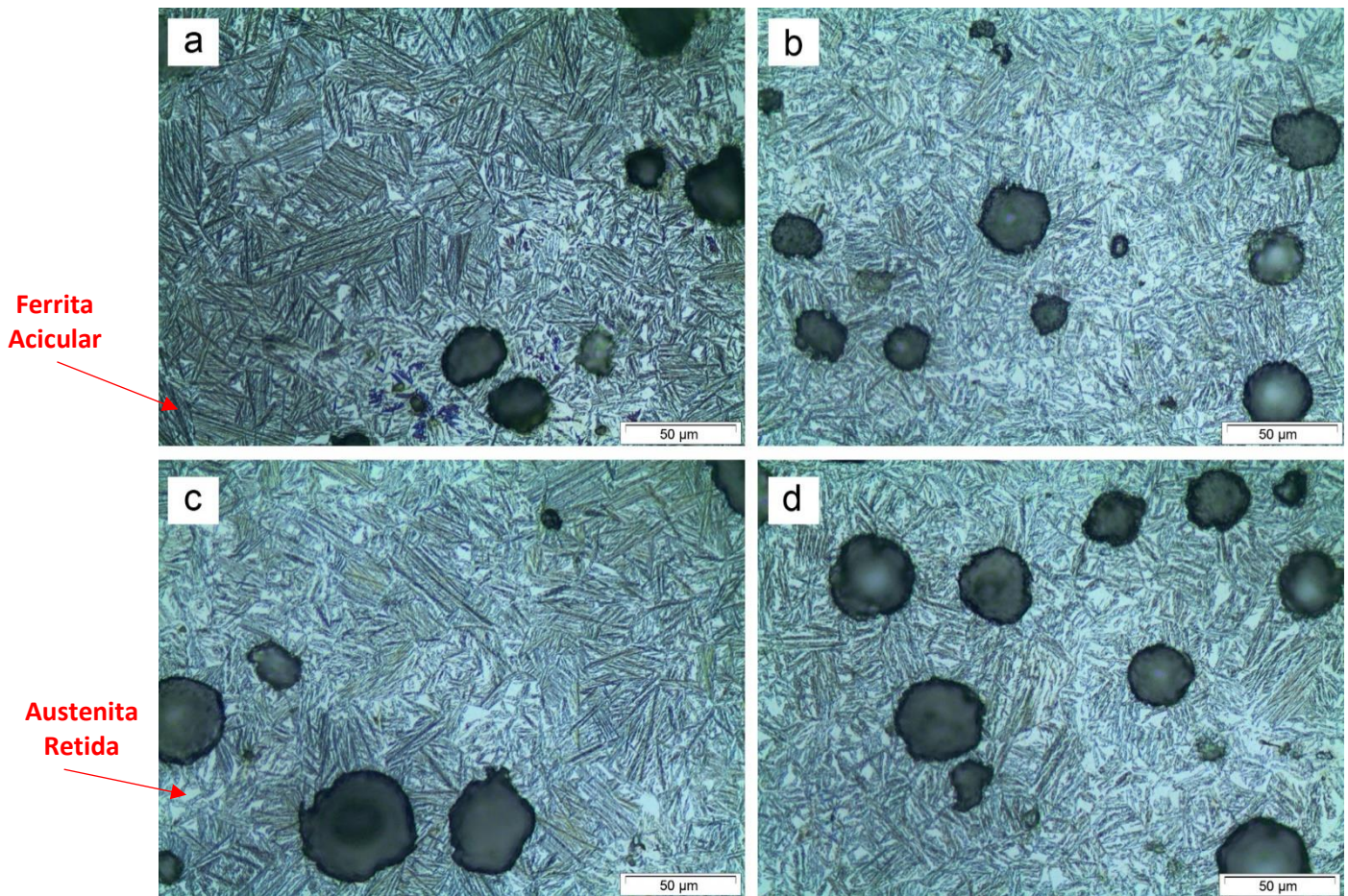
De um modo geral, não foram observadas nas amostras a presença de carbonetos, microrrechupes ou inclusões de óxidos.

O material bruto de fusão atende os requisitos da norma ASTM A897M e da literatura para a obtenção de um ADI de qualidade.

Na figura 34 e 35 estão apresentadas as fotomicrografias obtidas do ADI Austemperado a 400°C e 370°C respectivamente, por 30, 60, 90 e 120 minutos.

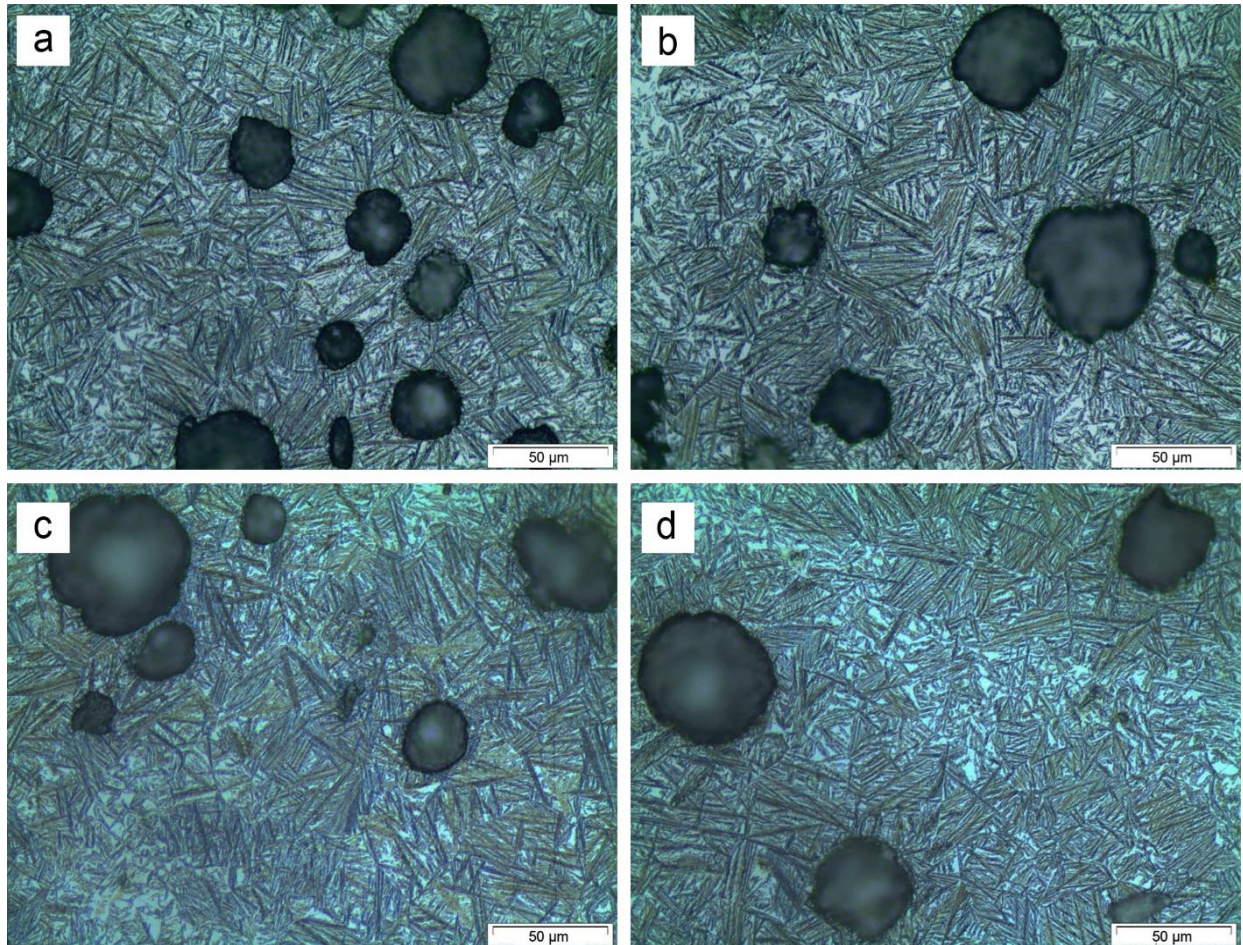
A tabela 17 apresenta o percentual de austenita retida em função dos ciclos adotados para o tratamento térmico de austêmpera, resultado obtido através da difração de Raio-X.

Figura 34 - Micrografia do ferro fundido Austemperado a 400°C em banho de Zamac5. Atacada com Nital 3%. (a) Austemperado por 30 minutos. (b) Austemperado por 60 minutos. (c) Austemperado por 90 minutos. (d) Austemperado por 120 minutos.



Fonte: O autor

Figura 35 - Micrografia do ferro fundido Austemperado a 400°C em banho de Zamac 5 +5%Sn. Ampliada 500x. Atacada com Nital 3%. (a) Austemperado por 30 minutos. (b) Austemperado por 60 minutos. (c) Austemperado por 90 minutos. (d) Austemperado por 120 minutos



Fonte: O autor

Tabela 17 - % de Austenita retida em função do ciclo de Austêmpera.

		Amostra	Austenita Retida (%)
400°C		30 min.	40,7
		60 min.	42,1
		90 min.	35,1
		120 min.	42,0
370°C		30 min.	37,3
		60 min.	37,0
		90 min.	37,6
		120 min.	36,4

Fonte: O autor

Conforme pode-se observar nas figuras 34 e 35, para todos os tempos de tratamento a microestrutura predominante é a ausferrita com uma distribuição uniforme, porém com grandes quantidades de austenita (região clara da imagem). Através das análises de Microscopia óptica não foram observados a presença de perlita e martensita nas amostras.

Quando comparadas as imagens, visualmente, não é possível observar uma diferença significativa entre a microestrutura obtida para a temperatura de 370°C e 400°C, porém a difração de raio-x, tabela 16, indica uma menor quantidade de austenita retida para temperatura de 370°. A variação de tempo estudada também não apresentou variações na microestrutura.

BAUMER (1988), apresenta em seu estudo, que para a temperatura de austêmpera de 370°C a ausferrita formada é grosseira e o início da reação de austêmpera se dá em tempos mais curtos, inibindo a formação de martensita.

Os valores encontrados para austenita retida estão próximos aos valores encontrados por DIAS (2012) em seu estudo. Segundo HARDING (2007), para temperaturas acima de 370°C os valores de austenita retida podem ultrapassar os 40%.

5.0 CONCLUSÕES

Os dois banhos, Zamac 5 e Zamac 5 + 5%Sn, proporcionam taxa de extração de calor superior a 6°C/s, taxa mínima para obtenção do ADI a partir de ferro fundido nodular não ligado. Se mostrando um meio de resfriamento eficaz para a produção de do ADI.

A adição de 5% estanho puro possibilitou a diminuição do ponto de fusão da liga ZAMAC 5, de 388°C para 370°C.

Não foi observado interação química entre os banhos, apenas aglomeração de uma fina camada do banho sobre os Cps, que é facilmente retirada e pode retornar ao banho, evitando desperdícios.

Para os dois banhos e para todos os tempos de tratamentos foram observados grandes incrementos nas propriedades mecânicas, antes do tratamento o material bruto de fusão apresentava uma média de 451 Mpa para o limite de resistência, dureza média de 138HB e média de resistência ao impacto de 99J. O melhor ganho para o limite de resistência e dureza ocorreu para o ciclo de 30min a 370°C, chegando a 1103Mpa e 318HB. O melhor ganho de tenacidade ocorreu para o tempo de ciclo de 120min a 370°C. Enquanto que a menor perda de alongamento ficou para o ciclo de 60 min a 400°C, de 19,42% para 9,33%.

As amostras austemperadas a 400°C por 60 e 90 minutos apresenta a combinação de propriedades exigida pela norma ASTM A897 para atender os requisitos da classe 1 enquanto que as amostras tratadas a 370°C por 30 e 60 minutos apresentam a combinação de propriedades exigidas pela norma para atingir a Classe 2 do ADI.

Através da microscopia ótica não foi possível observar grandes diferenças na microestrutura em relação a temperatura e tempos de austêmpera, porém o ensaio de difração de Raio-X indica de modo geral uma menor quantidade de austenita retida para a temperatura de 370°C. Fato comprovado pelos ensaios mecânicos, visto que para a maior temperatura (400°C) temos uma menor resistência mecânica e maior ductibilidade.

6.0 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Avaliar a possibilidade de inserir maiores quantidades de estanho ou outros elementos de liga ao banho de Zamac para permitir a obtenção de banhos com temperaturas menores a fim de se obter outras classes do ADI a partir do tratamento com ligas metálicas.

Realizar os novos ensaios variando a temperatura de austenitização e tempos de austêmpera menores e maiores.

Realizar o tratamento de ferro fundido nodular com elementos de liga a fim de observar o seu comportamento com o banho de Zamac.

7.0 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM A247-10: Standard Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings. **Annual book of ASTM standards.**

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM A536-84: Standard specification for ductile iron castings. **Annual book of ASTM standards.**

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM A897/897M: Standard specification for austempered ductile iron castings. **Annual book of ASTM standards.**

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E8/E8M: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. **Annual book of ASTM standards.**

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E23: Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. **Annual book of ASTM standards.**

ASM Metals Handbook; **Heat Treating – Volume 4.** ASM International, USA, 1991.

BALZER, M. E. **Determinação da “janela de processo” de austêmpera de um ADI sem adição de elementos de liga através de ensaios mecânicos e metalográficos.** Universidade Federal De Santa Catarina, Florianópolis, 2003.

BONETI, L.L.T.; HUPALO, M.F.; VUROBI, S.J.; ROSÁRIO, A.M. **Influence of casting heterogeneities on microstructure and mechanical properties of austempered ductile iron (ADI)** revista Matéria, v.22, n.3, 2017.

CARMO, D. J. D. **Desenvolvimento do processo tecnológico de fabricação de peças em ferro fundido nodular austemperado (ADI).** Universidade Federal De Minas Gerais, Minas Gerais, 2003.

CALLISTER, W. D. – **Materials Science and Engineering: An Introduction**, 7th LTC Editora Ltda. ISBN 978-85-216-1595-8, 705p. – 2008.

Cast Metals. **Austempered Ductile-Iron Cast: Advantages, Production, Properties and Specifications.** Materials and Design 13 (5) 285-297 (1992)

CHIAVERINI, V., **Aços e Ferros Fundido.** Associação Brasileira de Metais, São Paulo, 1982/ 1987.

DE ALMEIDA, C. et al. **Substituição das soldas estanho-chumbo na manufatura: Efeitos na saúde do trabalhador e no desempenho ambiental.** SciELO Bras, v. 20, n. 1, p. 46-58, 2013.

DEFOIRDT, F. Research, **development and industrial applications of ADI at ferromatrix foundries**. In: WORLD CONFERENCE ON AUSTEMPERED DUCTILE IRON, 1991, Chicago. Proceedings... Chicago: AFS, 1991, p. 113-124.

ELLIOTT, ROY. **Cast iron technology**. London: Butterworths, 1988. 244p. il

FILHO, A. W. **Análise da usinabilidade de ferros fundidos nodulares austemperados como função dos tratamentos térmicos e microestruturas**. Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2015.

FILHO, A. W.; DE SOUZA, B. V.; DOS SANTOS, C. A. **Effect of Heat Treatments on Austempered Ductile Iron**. Materials and Manufacturing Processes, [s. l.], v. 30, n. 11, p. 1317–1323, 2015.

GILBERT, G. N. J.: “Engineering Data on Nodular Cast Irons — SI units,” Birmingham, BCIRA, 1974.

GHADERI, A. R.; NILI AHMADABADI, M.; GHASEMI, H. M. **Effect of graphite morphologies on the tribological behavior of austempered cast iron**. Wear, [s. l.], v. 255, n. 1–6, p. 410–416, 2003.

HAYRYNEN, K. L. **The Production of Austempered Ductile Iron (ADI)**. WORLD CONFERENCE ON ADI, [s. l.], 2002.

HARDING, Richard A. Opening up the market for ADI. The Foundryman: Birmingham: IBF, v. 86, n. 4, p. 197 - 208, jun. 1993

HARDING, R.A., **The Production, Properties And Automotive Applications Of Austempered Ductile Iron**. Kovove Mater. V.45, p. 1–16, 2007.

HUPALO, M. F.; BALZER, M. E.; WARMLING, G. **Avaliação da austemperabilidade de um ferro fundido nodular de classe perlítica (fe-70002) em corpos de prova**. Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, [s. l.], v. 17, p. 12, 2006.

JANOWAK, J. F.; GUNDLACK, R. B., Development of a ductile iron for commercial austempering. AFS Transactions. Des Plaines: AFS, v.91, p. 377 - 388, 1983

KEOUGH, J. R.; HAYRYNEN, K. L.; PIOSZAK, G. L. **Designing with Austempered Ductile Iron (ADI)**. American Foundry Society, [s. l.], v. 10–129, p. 15, 2010.

KOVACS, B.V., **Austempered Ductile Iron – Fact and Fiction**, Modern Casting, March 1990, Vol. 80, p. 38 – 41.

LUSSOLI, R. J. **Efeito da adição de cobre e da seção da peça sobre as características microestruturais e mecânicas de ferro fundido nodular austemperado**. Universidade Federal De Santa Catarina, Florianópolis, 2003.

MACHADO, M. A. **Desenvolvimento dos parâmetros de tratamento térmico de Ferro Fundido Nodular Austemperado ASTM987 Grau II**. Universidade Federal Do Rio Grande Do Sul, Porto Alegre, 2007.

MATTAR, A. R. J. **Influência dos Elementos de Liga Cu-Ni-Mo nas Propriedades Mecânicas e na Austemperabilidade do ADI.** Universidade De São Paulo, São Carlos, 2009.

MULLINS, J. **Nodule count – why and how!** Ductile Iron News, [s. l.], p. 2, 2001.

PEREIRA, L.; SEIBEL, L. F.; BARCELLOS, V. K. **Avaliação Do Tratamento De Austêmpera Para Obtenção De Adi Utilizando Banhos Metálicos A Base De Zinco E Estanho** In: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais – CBECiMat, 2018, Foz do Iguaçu (PR). 23° Cbecimat. , 2018.

PEREIRA, L.; BELLÉ, M.R.; SEIBEL JÚNIOR, L.F.; PASINI, W.M.; AMARAL, R.F. DO; KARLINSKI DE BARCELLOS, V. **Austempering in zamak bath: influence of austempering time and austenitizing temperature on ductile cast iron properties.** Arch. Metall. Mater.), Vol 64 , 371-376, 2019

RODRIGUES, A. S. J. **Avaliação do ferro fundido nodular austemperado aplicado a facas industriais para trabalho a frio.** Fundação Oswaldo Aranha Centro Universitário De Volta Redonda, Volta Redonda, 2013.

SANTOS, A. B. S.; BRANCO, C. H. C. - **Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares.** São Paulo, IPT, 205p. – 1989.

SCHMITZ, S. **Tratamento termoquímico de nitretação em aço austenítico EN 10090 X50.** Universidade Federal Do Paraná, Curitiba, 2014.

SILVA, C. **Influência do número de nódulos de grafita nas propriedades mecânicas do Ferro Fundido Nodular Austemperado.** Universidade Federal De Minas Gerais, Minas Gerais, 2005.

SORELMETAL, **Ductile Iron Data for Design Engineers, Section IV, Austempered Ductile Iron,** Rio Tinto Iron & Titanium, 1990, Montreal.

SOUZA, B. V. D. **Desenvolvimento de Ferro Fundido Austemperado (ADI) em banho de Zinco-Alumínio.** Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2015.

SOUZA, Bruno Vaz et al. **Austempering heat treatments of ductile iron using molten metal baths.** Materials and Manufacturing Processes, p. 1-7, 2018.

VIDAL, D. F. **Análise de estrutura e propriedades mecânicas de um ferro fundido nodular em processo de fundição produzido pela técnica de imersão de sino.** Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro (UENF), Campos dos Goytacazes/RJ, 2013.

VILELA, F. J. **Efeito de algumas variáveis de processo na obtenção do ferro fundido nodular ferrítico no estado bruto de fundição.** Centro Universitário do Instituto Mauá de Tecnologia, São Caetano Do Sul, 2010.

ZIMBA, J.; SIMBI, D. .; NAVARA, E. **Austempered ductile iron: an alternative material for earth moving components**. *Cement and Concrete Composites*, [s. l.], v. 25, n. 6, p. 643–649, 2003.