



Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul

FACULDADE DE ENGENHARIA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE

**DESENVOLVIMENTO DE FERRO FUNDIDO AUSTEMPERADO (ADI)  
EM BANHO DE ZINCO-ALUMÍNIO**

**BRUNO VAZ DE SOUZA**  
ENGENHEIRO METALÚRGICO

**DISSERTAÇÃO PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE MESTRE EM  
ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS**

**Porto Alegre**

**Março, 2015**



Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul

FACULDADE DE ENGENHARIA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE

## **DESENVOLVIMENTO DE FERRO FUNDIDO AUSTEMPERADO (ADI) EM BANHO DE ZINCO-ALUMÍNIO**

**BRUNO VAZ DE SOUZA**

ENGENHEIRO METALÚRGICO

ORIENTADOR: PROF. DR. CARLOS ALEXANDRE DOS SANTOS

Dissertação de Mestrado realizada no Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais (PGETEMA) da Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre/Doutor em Engenharia e Tecnologia de Materiais.

**Porto Alegre  
Março, 2015**



Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul  
FACULDADE DE ENGENHARIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS

## **DESENVOLVIMENTO DE FERRO FUNDIDO AUSTEMPERADO (ADI) EM BANHO DE ZINCO - ALUMÍNIO**

**CANDIDATO: BRUNO VAZ DE SOUZA**

Esta Dissertação de Mestrado foi julgada para obtenção do título de MESTRE EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS e aprovada em sua forma final pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais da Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul.

**DR. CARLOS ALEXANDRE DOS SANTOS - ORIENTADOR**

### **BANCA EXAMINADORA**

**DR. WILSON ALEXANDER HORMAZA RODRIGUEZ - UNISOCIESC**

**DRA. BERENICE A. DEDAVID - DO PGETEMA/FENG - PUCRS**

**PUCRS**

Campus Central  
Av. Ipiranga, 6681 - Prédio 30 - Sala 103 - CEP: 90619-900  
Telefone: (51) 3353.4059 - Fax: (51) 3320.3625  
E-mail: [engenharia.pg.materiais@pucrs.br](mailto:engenharia.pg.materiais@pucrs.br)  
[www.pucrs.br/feng](http://www.pucrs.br/feng)

*“Há sempre uma solução para cada problema, para cada lágrima um sorriso e um abraço pra cada tristeza.*

*(Ayrton Senna)*

## DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho à minha família de nascimento, meu Pai Ney (*in memoriam*), minha Mãe Janira e minha irmã Juliana por todo o apoio e amor incondicional, e à família que a vida me deu, minha esposa Caroline Guterres também pelo amor incondicional e incentivo incessante.

## **AGRADECIMENTOS**

Ao Prof. Carlos Alexandre dos Santos e à PUCRS por acreditarem e entenderem as dificuldades dessa trajetória.

Aos meus Sogros Maria e Airton pela eterna torcida.

Ao Sr. Itamar Oliveira, por ser um exemplo de motivação e competência.

Ao Sr. Nelson Tódero pelo apoio e compreensão para que esse objetivo fosse alcançado.

À Tânia Oliveira pelo suporte e incentivo incomuns.

Ao Régis Amaral, por ser um amigo constante e batalhador.

E em especial à toda a equipe e amigos da Hidro Jet em Porto Alegre, que tornou possível e torceu para esse projeto se concretizar.

A todos os meus amigos que me mesmo sem saber do que se trata esse trabalho, me incentivaram e me cobraram a conclusão do mesmo.

## SUMÁRIO

<b>DEDICATÓRIA.....</b>	<b>3</b>
<b>AGRADECIMENTOS .....</b>	<b>4</b>
<b>SUMÁRIO .....</b>	<b>5</b>
<b>LISTA DE FIGURAS .....</b>	<b>7</b>
<b>LISTA DE TABELAS .....</b>	<b>10</b>
<b>LISTA DE SÍMBOLOS .....</b>	<b>11</b>
<b>RESUMO .....</b>	<b>12</b>
<b>ABSTRACT .....</b>	<b>13</b>
<b>1. INTRODUÇÃO.....</b>	<b>14</b>
<b>2. OBJETIVOS .....</b>	<b>16</b>
<b>2.1. Objetivos Específicos .....</b>	<b>16</b>
<b>3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....</b>	<b>17</b>
<b>3.1. Ferro Fundido Nodular.....</b>	<b>17</b>
3.1.1. Características e Parâmetros de Processo de Fundição .....	19
3.1.1.1. Preparação da Carga.....	19
3.1.1.2. Fusão da Carga .....	20
3.1.1.3. Inoculação e Vazamento.....	20
<b>3.2. Ferro Fundido Nodular Austemperado (ADI).....</b>	<b>21</b>
<b>3.3. Tratamento Térmico de Austêmpera .....</b>	<b>25</b>
3.3.1. Janela de Processo: Formação da Ferrita .....	27
3.3.2. Parâmetros do Tratamento Térmico .....	30
3.3.3. Meio de Resfriamento .....	32
<b>4. MATERIAIS E MÉTODOS .....</b>	<b>35</b>
<b>4.1. Produção das Amostras Brutas de Fundição.....</b>	<b>35</b>
<b>4.2. Tratamentos Térmicos de Austêmpera .....</b>	<b>36</b>
4.2.1. Preparação dos Corpos de Prova .....	36
4.2.2. Tratamentos Térmicos .....	37

4.2.2.1. Preparação do Banho de Austêmpera .....	37
4.2.2.2. Austenitização.....	37
4.2.2.3. Tratamento Térmico de Austêmpera .....	37
<b>4.3. Análises Metalográficas – Microscopia Ótica e de Varredura.....</b>	<b>39</b>
<b>4.4. Análises de Dureza e Microdureza .....</b>	<b>40</b>
<b>4.5. Análises de Resistência à Tração e Impacto .....</b>	<b>40</b>
<b>5. RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	<b>43</b>
<b>5.1. Análise Térmica.....</b>	<b>43</b>
<b>5.2. Interação entre o ADI e o metal do banho de resfriamento .....</b>	<b>44</b>
<b>5.3. Análises Microestruturais.....</b>	<b>46</b>
5.3.1. Ciclo de Austêmpera em 30 minutos .....	47
5.3.2. Ciclo de Austêmpera em 60 minutos .....	49
5.3.3. Ciclo de Austêmpera em 90 minutos .....	52
<b>5.4. Análises de Microdureza e Dureza .....</b>	<b>54</b>
<b>5.5. Análises de Resistência ao Impacto.....</b>	<b>56</b>
<b>5.6. Análises de Resistência à Tração.....</b>	<b>58</b>
<b>6. CONCLUSÕES.....</b>	<b>61</b>
<b>7. PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>62</b>
<b>8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....</b>	<b>63</b>



## LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Microestrutura de um ferro fundido nodular bruto de fundição. Cortesia Hidro Jet Equipamentos Hidráulicos LTDA. ....	17
Figura 3.2 - Linha de eletroferragens produzidas em ferro nodular. Cortesia Hidro Jet. ....	18
Figura 3.3 - Fluxograma dos parâmetros principais na fabricação do ferro nodular..	19
Figura 3.4 - Microestrutura típica do ADI [24]......	21
Figura 3.5 - Comparativo entre ferros nodulares com diferentes tratamentos térmicos [29]. Adaptado de [45]. ....	22
Figura 3.6 - Consumo de energia para fabricação de um conjunto de engrenagens. Adaptado de [46]......	23
Figura 3.7 - Engrenagem em ADI [43]......	24
Figura 3.8 - Peça automotiva em alumínio substituída pelo equivalente em ADI. Adaptado [24]......	24
Figura 3.9 - Diagrama básico de tratamento térmico. Adaptado [28]. ....	26
Figura 3.10 - Diagrama esquemático da janela de processo [29]. ....	27
Figura 3.11 - Mecanismo de nucleação da Ferrita no ADI. Adaptado de [32]. ....	28
Figura 3.12 - Influência dos patamares de Austenitização e Austêmpera nas propriedades do ADI. Adaptado de [41]. ....	31
Figura 3.13 - Diagrama TTT para Ferro Fundido Nodular Não Ligado. Adaptado de [44]. ....	32
Figura 3.14 - Diagrama de fases Al-Zn. Adaptado [48]. ....	33
Figura 4.1 - Dimensões do bloco Y utilizado. ....	35
Figura 4.2 - Corpos de prova para tratamento térmico.....	36
Figura 4.3 - Célula de tratamento térmico. ....	38
Figura 4.4 - Corpo de prova instrumentado para análise térmica.....	38

Figura 4.6 - Estrutura bruta de fundição - 100x.....	39
Figura 4.7 - Estrutura bruta de fundição - 500x.....	40
Figura 4.8 - Obtenção de corpos de prova para avaliação mecânica e física.....	41
Figura 4.9 - Corpos de prova para ensaios de tração [16].....	41
Figura 4.10 - Máquina de ensaios universal Shimadzu.....	42
Figura 4.11 – Dimensões para os corpos de prova de impacto [22]......	42
Figura 5.1 - Curva de análise térmica sobreposta ao Diagrama TTT, para resfriamento em banho de Zn-Al.....	43
Figura 5.2 - Corpo de prova após ser retirado do banho de resfriamento.....	44
Figura 5.3 - Material sendo removido da superfície do corpo de prova.....	45
Figura 5.4 - Camada descarbonetada da interface metal-banho.....	46
Figura 5.5 - % de austenita retida em função do ciclo adotado.....	46
Figura 5.6 - Microestrutura para o ciclo de 30 minutos – 200x Magnificação.....	47
Figura 5.7 - Microestrutura para o ciclo de 30 minutos – 500x Magnificação.....	48
Figura 5.8 - Microestrutura para o ciclo de 30 minutos – 1000x Magnificação.....	48
Figura 5.9 – Imagem MEV para o ciclo de 30 minutos.....	49
Figura 5.10 - Microestrutura para o ciclo de 60 minutos – 200x Magnificação.....	50
Figura 5.11 - Microestrutura para o ciclo de 60 minutos – 500x Magnificação.....	50
Figura 5.12 - Microestrutura para o ciclo de 60 minutos – 1000x Magnificação.....	51
Figura 5.13 – Imagem MEV para o ciclo de 60 minutos.....	51
Figura 5.14 - Microestrutura para o ciclo de 90 minutos – 200x Magnificação.....	52
Figura 5.15 - Microestrutura para o ciclo de 90 minutos – 500x Magnificação.....	52
Figura 5.16 - Microestrutura para o ciclo de 90 minutos – 1000x Magnificação.....	53

Figura 5.17 – Imagem MEV para o ciclo de 90 minutos.....	53
Figura 5.18 - Identações Vickers – Austenita.....	54
Figura 5.19 - Identações Vickers – Ferrita. ....	55
Figura 5.20 – Superfície de Fratura - Imagem FEG para ciclo de 30 min. ....	56
Figura 5.21 – Superfície de Fratura - Imagem FEG para ciclo de 60 min. ....	57
Figura 5.22 – Superfície de Fratura - Imagem FEG para ciclo de 90 min. ....	57
Figura 5.23 – Curva Tensão x Deformação para o ciclo de 30 min.....	59
Figura 5.24 – Curva Tensão x Deformação para o ciclo de 60 min.....	59
Figura 5.25 – Curva Tensão x Deformação para o ciclo de 90 min.....	60

## LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 – Grades principais para ferro nodular, adaptado [16]. .....	18
Tabela 3.2 – Relação entre densidade de nódulos e espessura da peça [35]. .....	20
Tabela 3.3 – Comparativo de consumo de energia durante a fabricação de engrenagens sob o processo de Austêmpera e Forjamento. Adaptado de [46]. .....	23
Tabela 3.4 – Classificação do ADI [17]. .....	25
Tabela 3.5 – Transformações de estado sólido no ciclo de Austêmpera. ....	26
Tabela 3.6 – Relação entre a espessura do fundido e o Carbono Equivalente [32].	30
Tabela 4.1. Composição química das amostras de ferro fundido nodular - % em massa.....	36
Tabela 4.2 - Parâmetros dos tratamentos térmicos.....	39
Tabela 5.1 – Resultados para análise de microdureza na Austenita.....	54

## LISTA DE SÍMBOLOS

A	Área	mm <sup>2</sup>
ADI	Austempered Ductile Iron	
ASTM	American Society for Testing Materials	
Fe <sub>3</sub> C	Carboneto de ferro	
HB	Dureza Brinell	
HV	Dureza Vickers	
T	Temperatura	°C
γ <sub>H</sub>	Austenita de Alto Carbono	

## RESUMO

SOUZA, BRUNO. **Desenvolvimento de Ferro Fundido Nodular Austemperado (ADI) em Banho de Zinco-Alumínio Fundido**. Porto Alegre. 2015. Dissertação. Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DO RIO GRANDE DO SUL.

O presente trabalho apresenta a influência da variação de parâmetros do tratamento térmico de austêmpera realizado usando um banho de zinco fundido, e os efeitos nas propriedades mecânicas do ferro fundido austemperado (ADI). Corpos de prova foram extraídos de blocos fundidos padronizados para aplicação dos tratamentos térmicos de austêmpera. O material foi aquecido a 900°C durante 60 minutos para austenitização, e então resfriado em um banho de zinco-alumínio fundido a 400°C por 30 minutos, 60 minutos e 90 minutos. Os corpos de prova foram analisados por microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e ensaios mecânicos (dureza Brinnell, microdureza Vickers, testes de Impacto Charpy e Resistência à Tração). Os resultados, comparadas as propriedades mecânicas e características microestruturais em todos os ciclos, apresentam resultados compatíveis com os dois estágios previstos pela janela de processo do material, confirmando a efetividade do banho de Zinco-Alumínio na obtenção do ADI.

**Palavras-chave:** Austêmpera, Fundição, Ferro Fundido Nodular, Tratamento Térmico, Solidificação, Janela de Processo.

## ABSTRACT

SOUZA, BRUNO. **Development of Austempered Ductile Iron (ADI) in a Zinc-Aluminum Bath.** Porto Alegre. 2015. Master/Thesis. Graduation Program in Materials Engineering and Technology, PONTIFICAL CATHOLIC UNIVERSITY OF RIO GRANDE DO SUL.

This work presents the influence of the heat treatment parameters of austempering carried out in a zinc aluminum bath on the mechanical properties of a ductile cast iron (ADI). Samples were extracted from as-cast standard blocks for the austempering heat treatment. The material was heated to 900°C for 60 minutes for austenitization and cooled in a zinc-aluminum bath, to a temperature of 400°C, for 30 minutes, 60 minutes and 90 minutes. The samples were analyzed by optical microscopy, scanning electron microscopy, and mechanical tests (Brinell hardness, Micro Vickers hardness, Izod Impact Test and Tensile Test). The results, comparing the mechanical properties and microstructural characteristics in all cycles, present results compatible with the two stages of the material process window, confirming the effectiveness of the zinc-aluminum bath in getting the ADI.

**Key-words:** Austempering, Casting, Ductile iron, Heat Treatment, Solidification, Process Window

## 1. INTRODUÇÃO

Os ferros fundidos nodulares austemperados (ADI – Austempered Ductile Iron) foram desenvolvidos a partir de classes brutas de fundição, obtendo após o tratamento térmico de austêmpera, um material de alta resistência mecânica, boa absorção de impacto e ótima relação entre alongamento e resistência à tração, o que são características antagônicas em uma classe bruta de fundição. Como ganho nas propriedades físicas, as características microestruturais promovem ao material alta resistência à fadiga [1-7], tornando o ADI um material de alto rendimento tornando possível sua aplicação em funções diferenciadas em relação às classes brutas.

O universo de possibilidades que as propriedades físicas e mecânicas que o ferro fundido ADI proporcionam trouxe novamente esse material ao foco de desenvolvimento atual de materiais, uma vez que é possível obter as mesmas características de um ferro nodular clássico em uma seção resistente bastante reduzida. O material produzido possui boa relação resistência/peso resultando em projetos com aproximadamente 8% de redução de peso em relação aos aços equivalentes em uma comparação direta. O foco mais recente em termos de desenvolvimento de materiais se direciona para materiais compósitos, de um melhor aproveitamento do uso de matérias primas escassas, da sustentabilidade e da redução dos custos e do impacto logístico, onde torna-se imperativo o estudo de ligas metálicas de alto rendimento em um campo onde normalmente não tem aplicação consolidada. Por este motivo, reaplicar antigas técnicas e materiais em outras aplicações é fundamental para desenvolver outras alternativas de uso [7-15].

A característica principal do tratamento térmico de austêmpera, responsável pela produção do ferro nodular austemperado é o fato de envolver banhos de sal



fundido para garantir os patamares de temperatura adequados durante a transformação.

Banhos de sal normalmente demandam um controle ambiental rígido em função do impacto que podem provocar ao meio ambiente, tornando o desenvolvimento deste tipo de material restrito a algumas praças e também de alto valor associado.

Este trabalho tem por objetivo encontrar uma alternativa para meio de resfriamento, testando uma liga metálica Zn-Al eutética, e reproduzindo sob este novo banho, diferentes condições de ciclos de tratamento térmico correlacionado com as propriedades mecânicas do ADI, fundamentando o estudo na janela de processo do material.

Como resultado espera-se obter um Ferro Fundido Austemperado (ADI) observando seu comportamento em diferentes parâmetros de Tratamento térmico buscando viabilizar esta alternativa, onde dentre as vantagens prospectadas está a contribuição importante para novas linhas de pesquisa serem abertas, tanto em nível acadêmico quanto em nível industrial, devido ao maior acesso que se tem a plantas de galvanização a fogo, menor risco ambiental associado e menor custo para pesquisas e desenvolvimento de novas aplicações para o ADI.

O presente trabalho está estruturado em 5 capítulos, distribuídos da seguinte forma: o Capítulo 1 apresenta uma breve introdução sobre o assunto, destacando a importância e a relevância do tema no contexto atual. O Capítulo 2 apresenta uma breve revisão bibliográfica sobre os tópicos relacionados a obtenção dos ferros fundidos cinzentos nodulares, os tratamentos térmicos empregados, e as principais propriedades obtidas. Já o Capítulo 3 apresenta a metodologia experimental utilizada no trabalho, enquanto que o Capítulo 4 apresenta e discute os principais resultados alcançados. Por fim, o Capítulo 5 apresenta as conclusões obtidas, e as propostas para continuidade do trabalho.

## **2. OBJETIVOS**

O objetivo deste trabalho é desenvolver um processo de obtenção de ferro fundido austemperado (ADI) em um banho de zinco-alumínio como alternativa aos banhos de sal, testando-o em diferentes parâmetros de austêmpera dentro da curva TTT específica para o material. Sob temperatura de austenitização e austêmpera fixados, foi realizada a variação de tempos de austêmpera, buscando a correlação com a microestrutura final, propriedades físicas, mecânicas, bem como a classificação desta liga dentro das normas utilizadas atualmente.

### **2.1. Objetivos Específicos**

- Obtenção de um banho de metal fundido da liga zinco-alumínio eutético;
- Análise da interação entre o metal do banho e os corpos de prova;
- Reproduzir ciclos de Austêmpera sob este novo banho, definindo a “Janela de Processo”;
- Correlação das microestruturas obtidas, tratamentos realizados e propriedades finais.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1. Ferro Fundido Nodular

O ferro fundido nodular é um material amplamente utilizado por manter ótimas relações entre propriedades físicas e mecânicas, aliado a um baixo custo de produção e processamento em comparação aos aços de resistência mecânica similar. A característica principal que diferencia o ferro nodular dos aços é a presença de nódulos de grafita em sua estrutura, como evidencia a Figura 3.1.

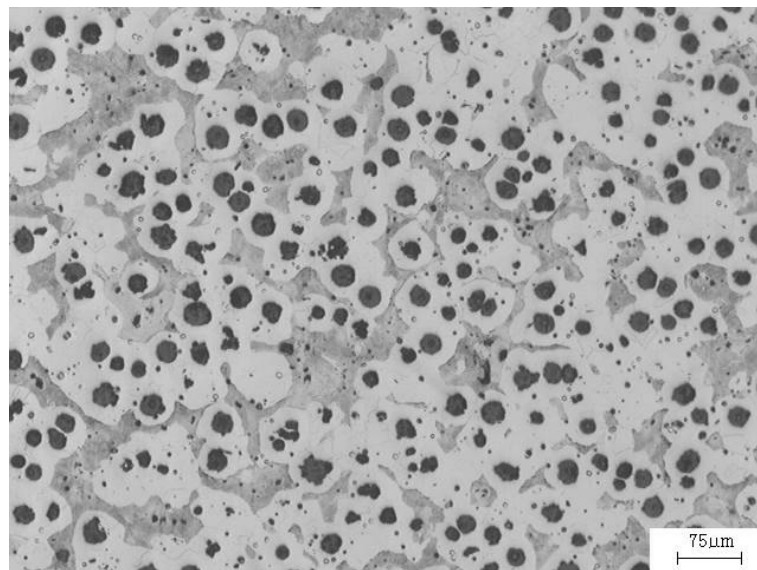


Figura 3.1 - Microestrutura de um ferro fundido nodular bruto de fundição. Cortesia Hidro Jet Equipamentos Hidráulicos LTDA.

Em virtude da presença dos nódulos, os ferros fundidos nodulares possuem menor massa específica ou densidade do que os aços, chegando a uma redução em peso em torno de 8%, tornando-o atrativo para uma série de aplicações que tenham como demanda principal a redução de peso dos itens, como a indústria automotiva e a indústria de geração de energia eólica. Existem uma série de normas que

classificam os ferros fundidos nodulares de acordo com suas propriedades. Para este trabalho será adotado como padrão as normas ASTM [16], onde os ferros nodulares brutos são classificados em 5 tipos principais como mostra a Tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Grades principais para ferro nodular, adaptado [16].

	<b>60-40-18</b>	<b>65-45-12</b>	<b>80-55-06</b>	<b>100-70-03</b>	<b>120-90-02</b>
<b>Resistência à tração mín [MPa]</b>	414	448	552	689	827
<b>Resistência ao Escoamento mín. [MPa] mín.</b>	276	310	379	483	621
<b>Alongamento [%]</b>	18	12	6	3	2

O uso de ferros fundidos nodulares vem crescendo a cada ano, substituindo ligas em ferro cinzento, maleável e estruturas soldadas [16]. Outra aplicação bastante difundida é a fabricação de peças para componentes de linhas de transmissão de energia, conforme mostra a Figura 3.2.



Figura 3.2 - Linha de eletroferragens produzidas em ferro nodular. Cortesia Hidro Jet Equipamentos Hidráulicos LTDA.

Esta família de itens normalmente demanda ligas da Grade 60-40-18 e 65-45-12 [16] por necessitarem de boa resistência mecânica aliado a um bom alongamento, aumentando sua vida em fadiga. Ainda na linha de ferros fundidos nodulares brutos é possível o uso de elementos de liga para se obter outras microestruturas com maior resistência mecânica ou migrar para o uso dos tratamentos térmicos disponíveis.

Independente da técnica utilizada para obtenção de diferentes propriedades e classes para o ferro nodular, todas são estritamente sensíveis à condição bruta de solidificação. Um material bruto de boa qualidade possui como pré-requisito uma boa

dispersão de nódulos de grafita na microestrutura, bem como o grau de nodularização deve estar acima de 85%, cujo percentual indica o nível de perfeição e circularidade dos nódulos presentes. Deve também estar com o mínimo de defeitos que provoquem heterogeneidade das propriedades, como a presença de microrrechupes ou de Carbonetos de Ferro ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) [24]. Para que estas condições sejam minimamente atingidas, se exige um controle rígido do processo de fabricação, focando principalmente na seleção dos materiais base, processos de nodularização e inoculação final.

### 3.1.1. Características e Parâmetros de Processo de Fundição

O processo de fundição para produção de ferro nodular segue o fluxograma mostrado na Figura 3.3 que ilustra os tópicos principais a serem abordados para que se garantam as condições de qualidade da liga.

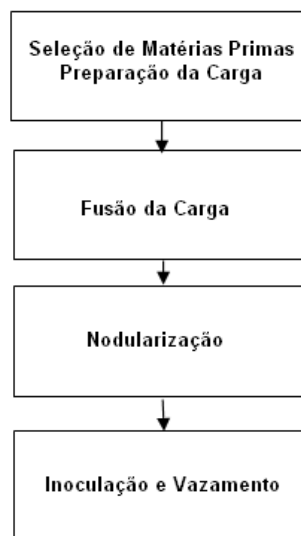


Figura 3.3 - Fluxograma dos parâmetros principais na fabricação do ferro nodular.

#### 3.1.1.1. Preparação da Carga

A preparação da carga se inicia na seleção das matérias primas, que para o caso de um ferro nodular não ligado, é composto basicamente de sucata de aço, ferro gusa, e material de retorno, que compõe os canais de alimentação de peças já

fundidas e que podem ser reaproveitados, de acordo com o processo industrial aplicado. O controle da composição química de cada um destes materiais é fundamental para que se atinja a composição final desejada. Não há uma normatização para as quantidades de elementos necessários para se produzir determinada classe de material, mas deve-se evitar excessos de elementos como Enxofre (S) [25] e Manganês (Mn) [34] que podem prejudicar a qualidade da nodularização e a formação de defeitos metalúrgicos e dificuldades de usinagem, respectivamente [23,31].

### 3.1.1.2. Fusão da Carga

Na fusão do material, o controle da temperatura é fundamental pois é parte importante do controle de nucleação do banho metálico. Temperaturas excessivas mantidas durante muito tempo, determinado de acordo com cada processo industrial, podem desnuclear o banho, aumentando o grau de oxidação. Com teores de Oxigênio em excesso dentro do banho, é dificultada a etapa de nodularização posterior.

### 3.1.1.3. Inoculação e Vazamento

A etapa de inoculação é fundamental na determinação da composição química final da liga, além de ser a maior responsável pela dispersão de nódulos na matriz metalúrgica [33]. O número de nódulos tem influência direta tanto na qualidade do material bruto quanto no material que for servir de base para posteriores tratamentos térmicos [26]. Isso se deve ao fato da distância entre os nódulos de grafita determinarem a distância a ser percorrida por difusão pelos átomos de carbono na matriz, influenciando diretamente nas transformações de estado sólido. Outro parâmetro importante que interfere no número de nódulos e conseqüentemente na inoculação é a espessura do material a ser tratado, de acordo com a Tabela 3.2 [35].

Tabela 3.2 – Relação entre densidade de nódulos e espessura da peça [35].

Espessura do Item	Nº de Nódulos	Grau de Nodularização
Acima de 25mm	150	85%

### 3.2. Ferro Fundido Nodular Austemperado (ADI)

Os ferros fundidos nodulares austemperados ADI são obtidos após tratamento térmico de austêmpera, nos ferros fundidos nodulares brutos de solidificação, e tem por características principais apresentar ótimas relações entre ductilidade, resistência mecânica, impacto e boa resistência ao desgaste [27]. A principal característica desta família de materiais é a microestrutura ausferrítica, que é formada por agulhas de ferrita e placas de austenita estável de alto teor de carbono, cuja microestrutura típica está mostrada na Figura 3.4 [24]. Embora de mesmo nome, o tratamento de austêmpera dos ferros fundidos tem objetivo diferente da Austêmpera do Aço.

Pelo baixo teor de Silício do aço ao invés de formar Ferrita na transformação, o resultado é uma mistura de Ferrita e precipitação de Carbonetos de Ferro ( $Fe_3C$ ), cujo microconstituente é chamado de bainita.

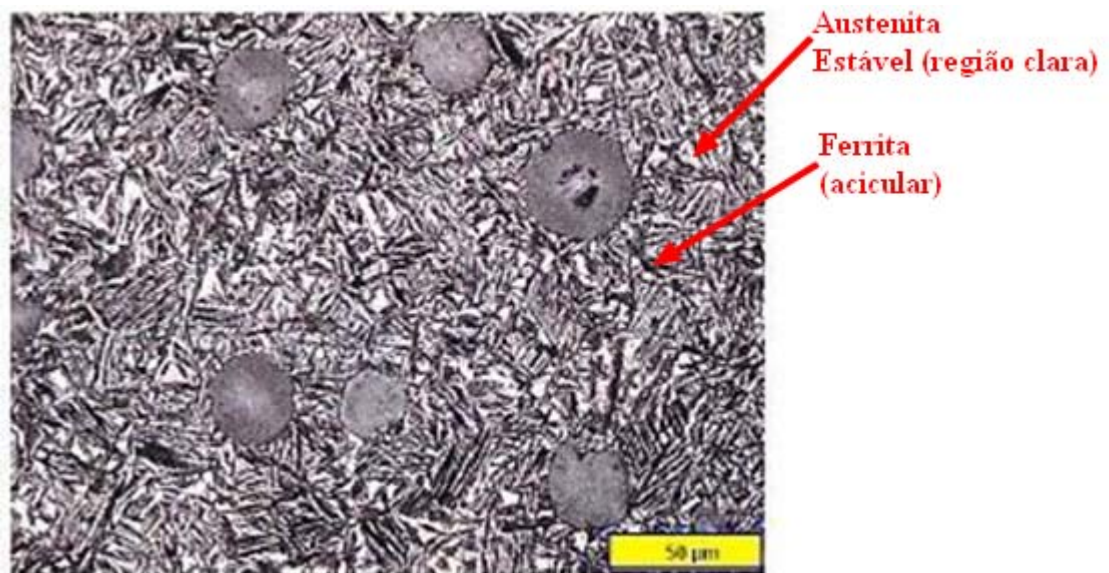


Figura 3.4 - Microestrutura típica do ADI [24].

A reação bainítica é indesejável para os ferros fundidos em função da presença de  $Fe_3C$  na microestrutura, que tem por característica prejudicar a ductilidade e à resistência ao impacto. É a combinação das fases que compõe o

microconstituente ferrita que fornece as condições para este aumento da resistência à tração sem perda significativa de ductilidade. Esta característica enquadra o ADI numa categoria superior em termos da relação entre resistência mecânica e alongamento quando comparado a ferros fundidos brutos ou submetidos ao tratamento térmico de têmpera e revenimento tradicionais, como mostra a Figura 3.5.

Esse ganho nas propriedades mecânicas traz ainda outros benefícios adicionais como a melhora da característica em resistência ao impacto, alta vida em fadiga e alta resistência ao desgaste aliado a boas condições de usinabilidade [30].

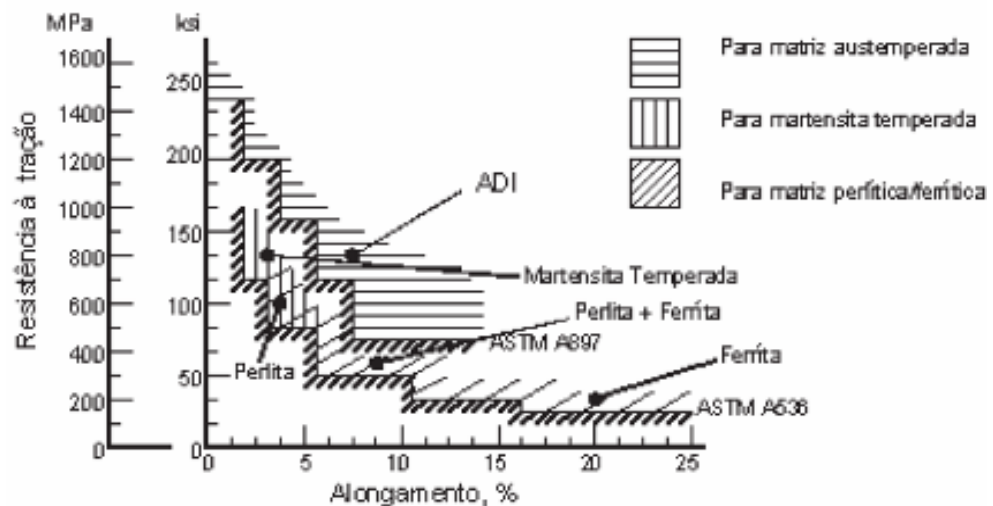


Figura 3.5 - Comparativo entre ferros nodulares com diferentes tratamentos térmicos [29]. Adaptado de [45].

Em relação ao peso, o ADI pode chegar a uma diferença de 8% de redução em relação aos aços forjados, devido justamente aos nódulos de grafita presentes na estrutura. Por estas características o ADI se equivale em algumas classes a aços de maior resistência e até ligas não-ferrosas como o Alumínio, oferecendo condições técnicas para estudos de substituição destes materiais. Além destes fatores, o outro ponto importante a salientar é o custo de produção e usinagem deste material, que são significativamente menores [46], como mostram as Figuras 3.6 e a Tabela 3.3.



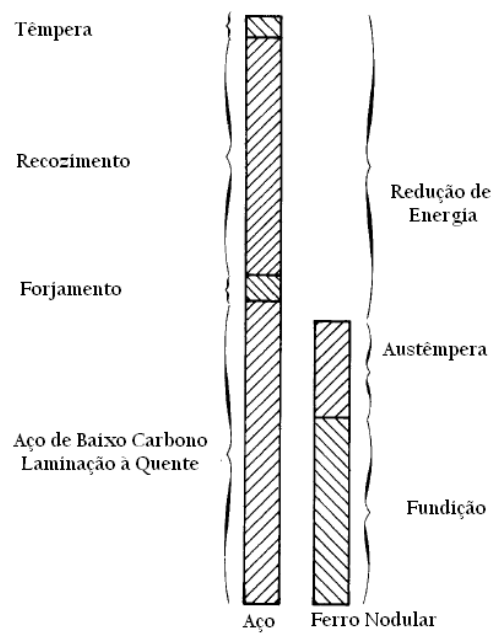


Figura 3.6 - Consumo de energia para fabricação de um conjunto de engrenagens. Adaptado de [46].

Tabela 3.3 – Comparativo de consumo de energia durante a fabricação de engrenagens sob o processo de Austêmpera e Forjamento. Adaptado de [46].

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

Estas características tornam o ADI um material extremamente competitivo, possibilitando o uso atual em uma larga gama de materiais, mas também se apresenta como alternativa para substituição de materiais em áreas e processos ainda não explorados.

As aplicações atuais deste material são variadas como as já citadas engrenagens [36,43], mostrada na Figura 3.7, bem como virabrequins de motores automotivos, virabrequins de motores de refrigeração, elos de corrente, podendo em

determinadas condições ser substituído para materiais como o Alumínio, como mostra a Figura 3.8.

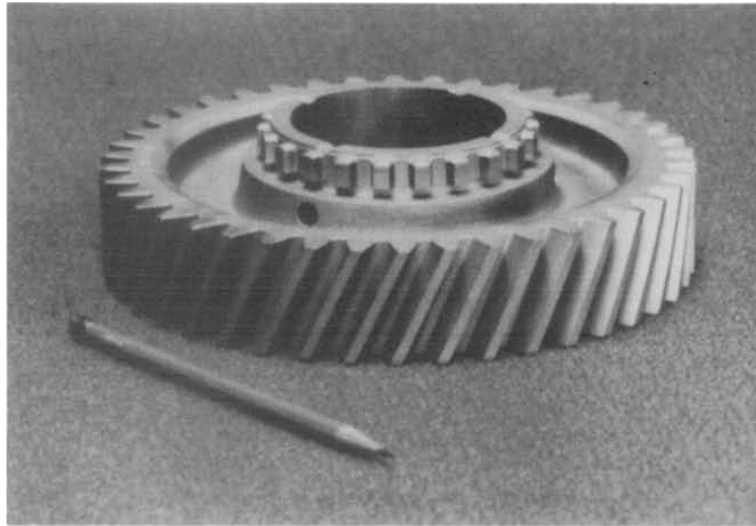


Figura 3.7 - Engrenagem em ADI [43].

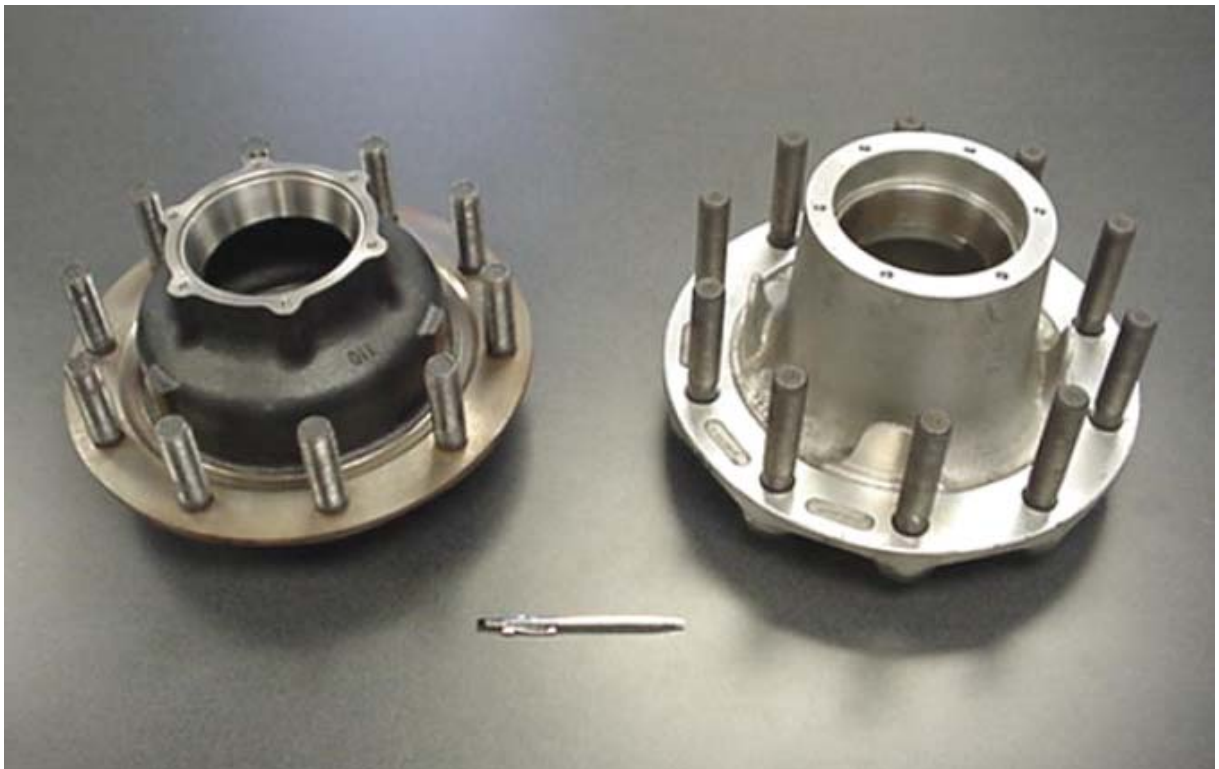


Figura 3.8 - Peça automotiva em alumínio substituída pelo equivalente em ADI. Adaptado [24].

Dependendo das condições de fabricação e tratamento térmico, o ADI apresenta diferentes configurações de propriedades mecânicas e físicas e podem ser classificados de acordo com a norma requerida. A Tabela 3.4 apresenta a classificação de uma das normas internacionais vigentes [17].

Tabela 3.4 – Classificação do ADI [17].

Unidades S.I.	Grade	Grade	Grade	Grade	Grade	Grade
	750/500/11	900/650/09	1050/750/07	1200/850/04	1400/1100/02	1600/1300/01
Res. Tração Mín. [MPa]	750	900	1050	1200	1400	1600
Res. Escoamento Mín. [MPa]	500	650	750	850	1100	1300
Alongamento Mín. [%]	11	09	07	04	02	01
CP de 50mm						
Energia ao Impacto [J]	110	100	80	60	35	20
Dureza Brinell [HBW]	241 -302	269-341	302-375	341-444	388-477	402-512

Diante destas características, há um amplo espaço para o desenvolvimento de novas aplicações para o ADI. Porém ainda há receio da troca do material tradicional em aço por este novo processo. Isso pode ser atribuído tanto ao mercado quanto à necessidade das fundições se adequarem ao alto controle necessário durante a etapa de fabricação do ferro nodular tradicional, que deve ter níveis de qualidade superiores aos tradicionais para bom atendimento aos requisitos finais. Para isso é necessário se ter um domínio completo dos parâmetros que podem influenciar a obtenção do tratamento correto, como os parâmetros de tratamento térmico e meios de resfriamento.

### 3.3. Tratamento Térmico de Austêmpera

O processo de tratamento térmico de Austêmpera tem por objetivo alcançar a microestrutura Ausferrítica, que consiste numa mistura de Ferrita Acicular e Austenita de alto teor de Carbono. Essa transformação se dá em patamar isotérmico de temperatura e, para que esta transformação seja completa, é necessário um ciclo

adequado de tratamento, onde podem ocorrer duas etapas conforme descrito na Tabela 3.5

Tabela 3.5 – Transformações de estado sólido no ciclo de Austêmpera.

	<i>Estrutura Inicial</i>	<i>Estrutura Resultante</i>
<b>Estágio I</b>	Austenita Inicial	Austenita <sub>HC</sub> (de Alto Carbono) + Ferrita Acicular
<b>Estágio II</b>	Austenita de Alto Carbono Austenita <sub>HC</sub>	Ferrita + Carbonetos de Ferro (Fe <sub>3</sub> C)

A curva do ciclo de tratamento de Austêmpera se define basicamente pelas etapas ilustradas na Figura 3.9, onde o objetivo principal é, após a etapa de Austenitização, resfriar o material em velocidade suficiente para escapar do nariz da curva de formação da perlita, e então estabilizá-lo em uma determinada temperatura que torne possível o controle da formação da Ferrita.

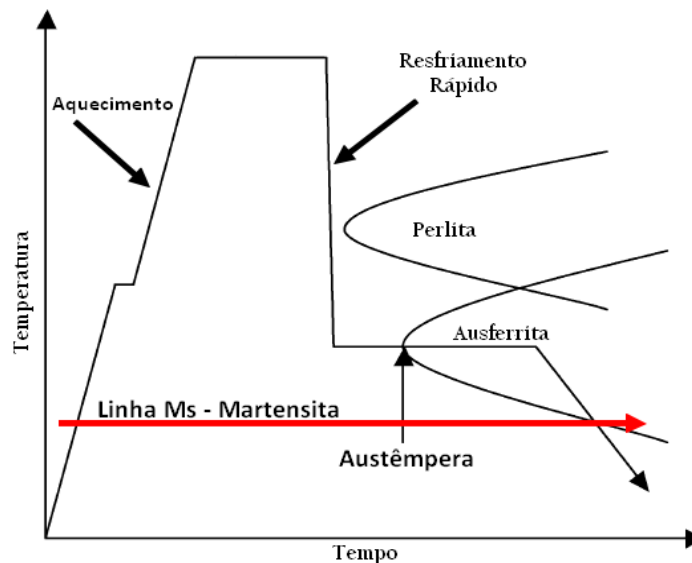


Figura 3.9 - Diagrama básico de tratamento térmico. Adaptado [28].

Os parâmetros utilizados nas etapas de aquecimento e Austenitização não diferem das etapas de normalização tradicional, onde temperaturas da ordem de 900°C são utilizadas, com tempo dependente da espessura do fundido a ser tratado.

Não há uma regra específica para definir o patamar de austêmpera. É comum o uso de temperaturas entre 230 °C e 400 °C, com o tempo a ser determinado pela espessura do fundido em processamento. Leva-se em consideração também outros fatores que influenciam na formação da ferrita, tais como elementos de liga presentes na composição química, que deslocam a curva de formação das fases, o estado inicial da microestrutura em termos da matriz e o número de nódulos/mm<sup>2</sup>.

Todos estes fatores tratam basicamente do suprimento de carbono na matriz, seja presente em nódulos de grafita ou em perlita, fase presente na fase bruta de solidificação, pois alteram a mobilidade dos átomos e por consequência a difusividade de carbono na matriz e influenciam diretamente na determinação da Janela de Processo do Material.

### 3.3.1. Janela de Processo: Formação da Ferrita

O termo “Janela de Processo” se refere ao período de tempo e temperatura, em patamar de Austêmpera, que consiga produzir em um determinado material a microestrutura ausferrítica, sem a presença de carbonetos prejudiciais às propriedades do ADI. A Figura 3.10 mostra de forma indicativa como se define a janela de processo de um determinado material, limitando-a entre o início do Estágio I e o início do Estágio II.

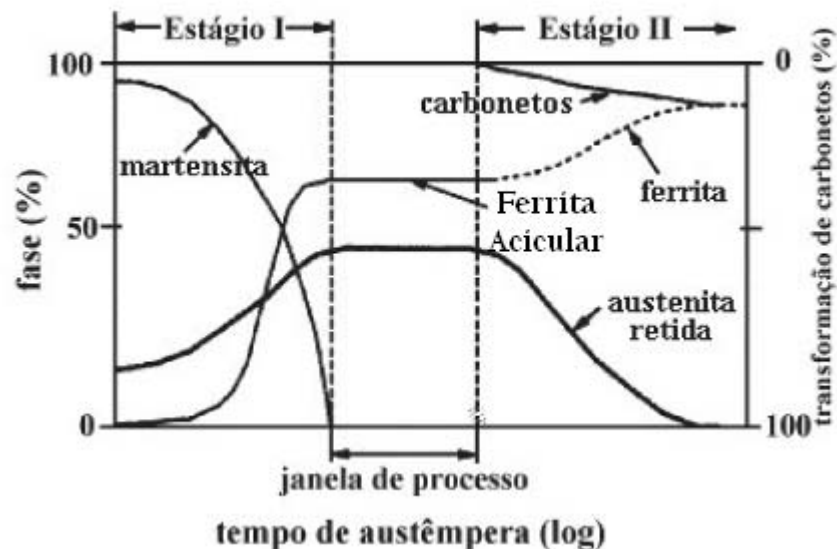


Figura 3.10 - Diagrama esquemático da janela de processo [29].

O final do Estágio I completa a reação de formação da ferrita, determinado pela decomposição da austenita em ferrita acicular e austenita de alto teor de Carbono. A principal diferença entre a austenita retida e austenita de alto teor de carbono é justamente o teor de carbono dissolvido em solução sólida que estabiliza a austenita retida, presente na ferrita, em baixas temperaturas. Com a formação das agulhas de ferrita, o carbono não absorvido por esta estrutura é dissolvido na austenita retida, estabilizando-a e promovendo um aumento nas propriedades mecânicas da austenita. Essa contribuição é parte importante no aumento da resistência mecânica do ADI quando comparado a ferros nodulares brutos. O início da reação se dá quando ocorre a formação de braços de Ferrita a partir da interface Grafita/Austenita [32], ou dos contornos de células eutéticas, como ilustra a Figura 3.11.

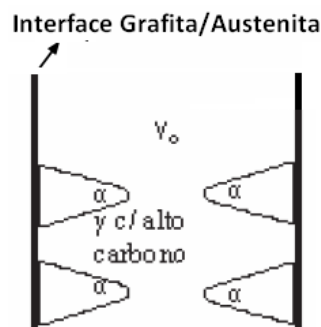


Figura 3.11 - Mecanismo de nucleação da Ferrita no ADI. Adaptado de [32].

Esse mecanismo de transformação irá cessar quando todo o carbono disponível na matriz para esta reação, seja pela formação da Ferrita como pela decomposição parcial da grafita, saturar a Austenita<sub>HC</sub>. Após haver a saturação, ocorre então o fenômeno que pode ser observado anteriormente também na Figura 3.10, onde a Austenita, sob determinadas condições, não consegue mais absorver Carbono provindo do crescimento Ferrítico e se tem então início a precipitação do Carbono em forma de  $Fe_3C$ .

A partir desta etapa se criam as condições para combinação do Carbono, antes dissolvido e responsável pela estabilização da Austenita<sub>HC</sub>, precipitar em forma de  $Fe_3C$ . Austenita, antes estabilizada, perde este suprimento pela formação do  $Fe_3C$ , e se decompõe em Austenita Retida combinada com Agulhas Ferrita e

precipitados de Carbonetos de Ferro, fazendo com que se perca as condições de resistência mecânica e propriedades físicas, aliado à possibilidade da Austenita Retida se transformar mecanicamente em Martensita pela instabilidade da estrutura em temperatura ambiente.

Esse mecanismo básico irá acontecer de forma mais ou menos rápida mediante as condições que os átomos de Carbono terão para difundirem na matriz. Os principais fatores que podem influenciar essa movimentação são [24]:

- Composição química: influenciada principalmente pelo Carbono Equivalente, mas também por teores de elementos que facilitam ou dificultam a temperabilidade do material;
- Contagem de nódulos acima de  $100/\text{mm}^2$ ;
- A presença de defeitos como Carbonetos, microporosidades e outras inclusões não devem ultrapassar 1,5%.

Para ferros fundidos de espessuras abaixo de 20mm, normalmente não são necessários elementos de liga [24] devido a já se ter condições de resfriamento rápido que permitam com que não se atinja a formação da perlita antes de atingir o patamar de austêmpera.

Ainda para ferros fundidos nodulares não ligados, o controle dos elementos residuais da composição química com potencial para formação de carbonetos estáveis como o Manganês deve ser rigoroso, não devendo ultrapassar 0,7% para ferros fundidos brutos de matriz combinada.

A Tabela 3.6 mostra também a recomendação para carbono equivalente mínimo dependendo da espessura do item a ser tratado [32].

Tabela 3.6 – Relação entre a espessura do fundido e o Carbono Equivalente [32].

<b>Espessura de Parede (mm)</b>	<b>Carbono (%)</b>	<b>Silício (%)</b>	<b>Carbono Equivalente (%)</b>
3	3,90	2,90	4,87
6	3,85	2,65	4,73
12	3,70	2,45	4,52
25	3,60	2,35	4,38
50	3,45	2,20	4,18
100	3,40	2,15	4,12

Tendo estabilizadas as condições supracitadas, o que irá determinar o sucesso da operação de Austêmpera serão os parâmetros de tratamento térmico.

### **3.3.2. Parâmetros do Tratamento Térmico**

Nesse estágio, o tempo e a temperatura de Austêmpera, bem como a temperatura de Austenitização irão definir sensivelmente o resultado da transformação, uma vez que a difusão dos átomos de carbono pode ser estimulada ou dificultada, alterando a morfologia da microestrutura e conseqüentemente as propriedades mecânicas do material. Para uma mesma temperatura de Austenitização, quanto maior a temperatura de Austêmpera, menor será o limite de resistência e maior o alongamento [41,42], como mostra a Figura 3.12.



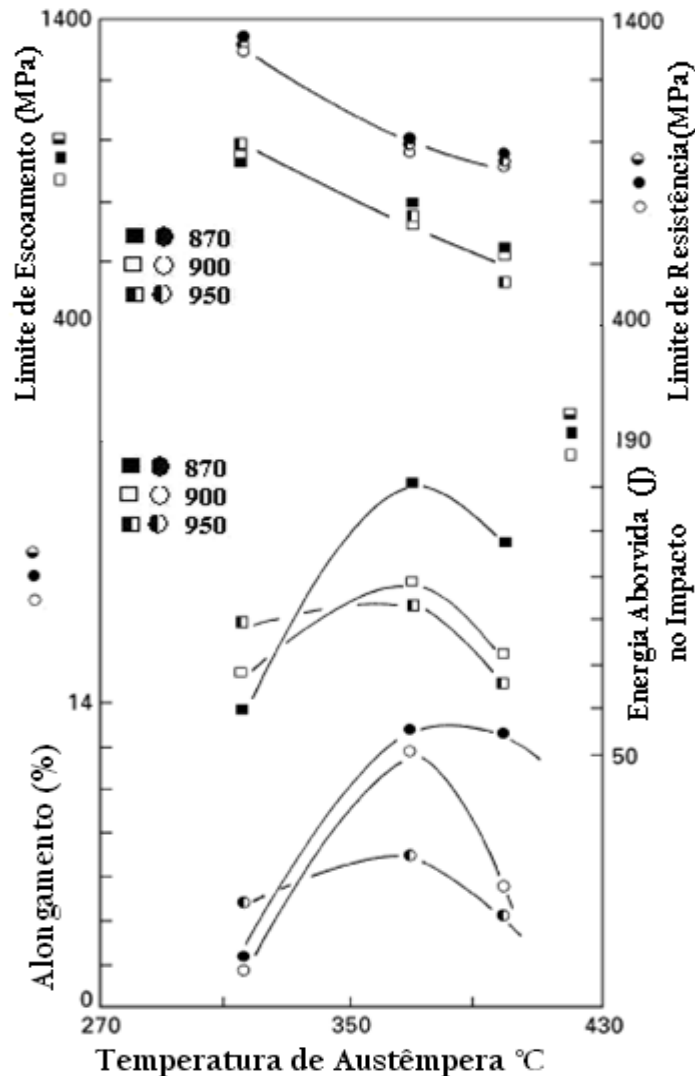


Figura 3.12 - Influência dos patamares de Austenitização e Austempera nas propriedades do ADI.

Adaptado de [41].

Isso se deve ao fato de que, para temperaturas de Austempera superiores, a difusão do carbono é facilitada da Ferrita para a Austenita, formando uma estrutura grosseira. Para temperaturas menores, há a formação de um número grande de agulhas de Ferrita menores, dificultando a difusão do carbono.

Com as condições para a conclusão do Estágio I definidas, deve-se então evitar o início do Estágio II, que consiste na decomposição da Austenita estável de alto teor de carbono, em Ferrita e Carbonetos de Ferro ( $Fe_3C$ ). A presença dos carbonetos prejudica as propriedades do ADI, pois as propriedades de impacto e alongamento são severamente prejudicadas pela dispersão destes microconstituintes. É de suma importância então que se avalie com critérios a

espessura do fundido a ser tratado, sua composição química, grau de nodularização e patamares de tratamento térmico, uma vez que durante a etapa de Austêmpera, todas as seções da peça em tratamento devem completar o Estágio I antes do início do Estágio II para que se obtenha uma matriz a mais homogênea possível.

### 3.3.3. Meio de Resfriamento

Para tornar possível a estabilização da temperatura de transformação adequada à formação da ferrita, dentro da Janela de Processo, é necessário um meio de resfriamento que consiga resfriar o material suficientemente rápido a ponto de não atingir o “nariz” da curva de formação da perlita, e que consiga da mesma forma estabilizar a temperatura nas faixas de transformação do ADI, tipicamente utilizadas entre 320°C a 400°C.

Para ser efetivo, de acordo com a Figura 3.13, o banho de Austêmpera deve obedecer a uma curva de resfriamento capaz de gerar taxas de resfriamento da ordem de 6°C/s para que atinja a temperatura de Austêmpera sem alcançar a curva de formação da perlita.

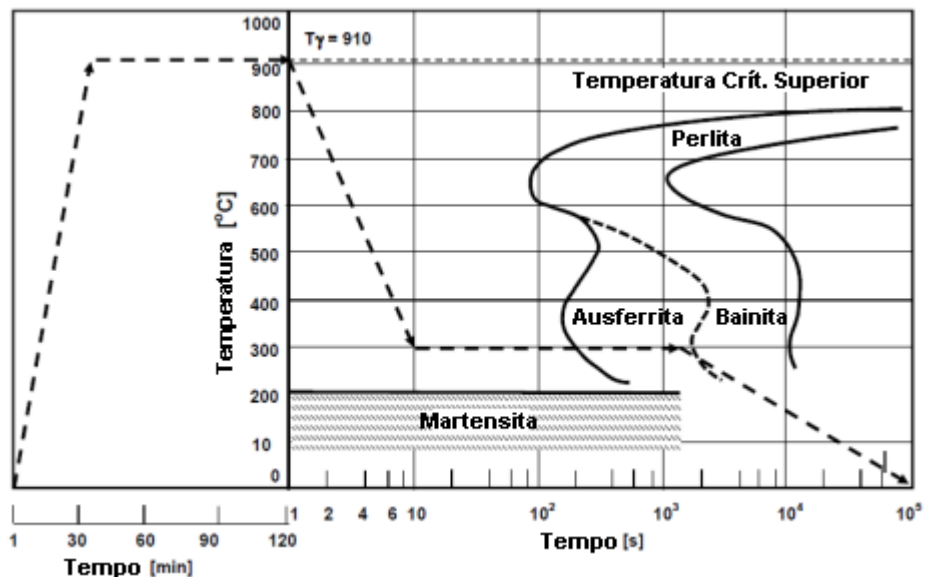


Figura 3.13 - Diagrama TTT para Ferro Fundido Nodular Não Ligado. Adaptado de [44].

Os materiais mais utilizados para banho de Austêmpera, tanto em escala laboratorial quanto em processos industriais são os sais fundidos [40]. Mas também há referências para uso de metais fundidos quando se deseja trabalhar em baixas temperaturas, com o uso de banhos de chumbo fundido e de estanho fundido.

Os sais fundidos mais comumente utilizados são da família dos Nitritos ou Nitratos de Sódio ou Potássio, em diferentes proporções, dependendo da temperatura que se quer obter, já que o processo pode ser realizado desde temperaturas de 260°C até 420°C [37,38,39].

Tendo em vista as temperaturas utilizadas na Austêmpera do ferro fundido nodular, surge como uma possibilidade o uso da liga eutética de Zinco-5% Alumínio, cuja temperatura eutética é, segundo o Diagrama de Equilíbrio evidenciado na Figura 3.14, aproximadamente 381°C.

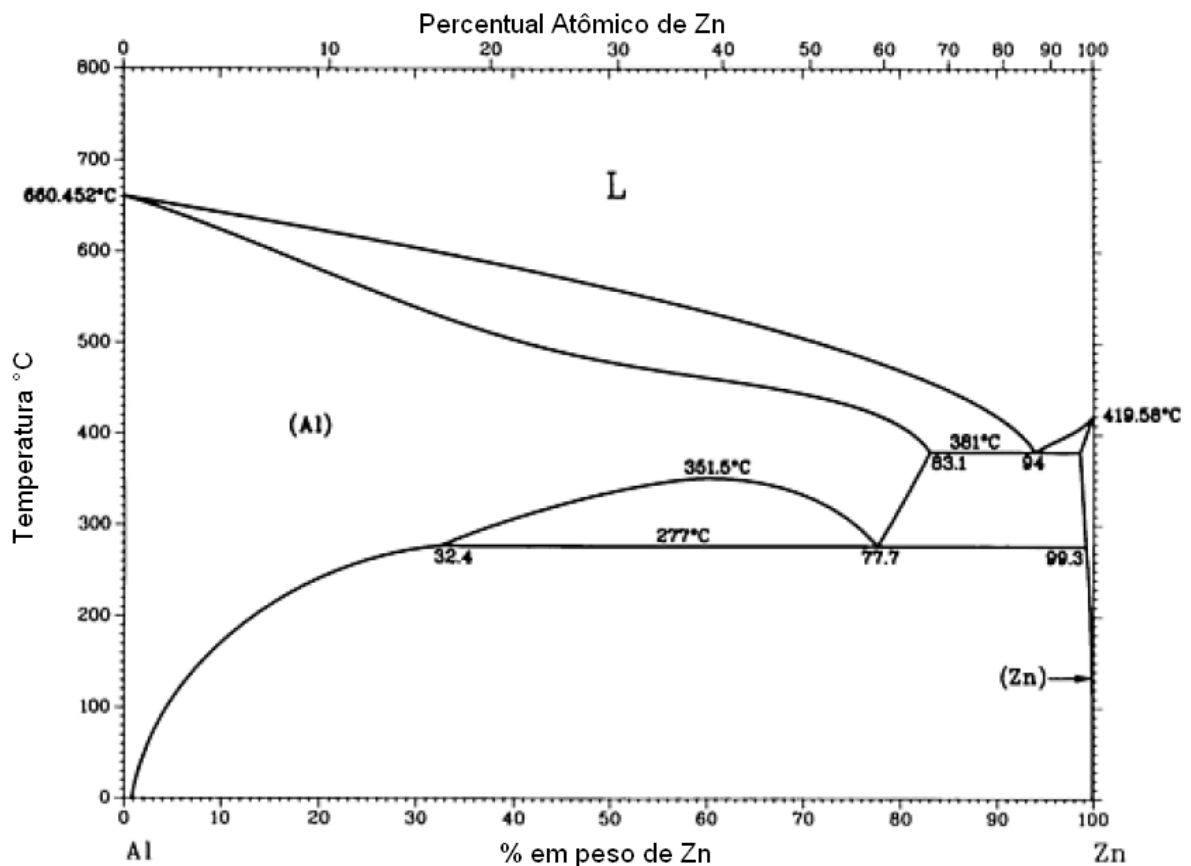


Figura 3.14 - Diagrama de fases Al-Zn. Adaptado [48].

Os desafios em se utilizar banhos de Zinco Fundido são as interações entre o banho e o metal, já que os processos de galvanização a fogo são realizados apenas com patamares de temperatura de banho diferentes. Porém, diferindo de um processo padrão de zincagem, a Austenitização em alta temperatura do ferro fundido pode criar condições restritivas para formação da camada de zinco devido à oxidação da superfície oriunda da alta temperatura utilizada na austenitização. Estudos semelhantes, ocorridos em aços, correlacionam o grau de oxidação da superfície do material à taxa de crescimento de camada [47] onde o crescimento é irrisório já para temperaturas de oxidação menores do que as temperaturas adotadas no tratamento do ferro fundido.

## 4. MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1. Produção das Amostras Brutas de Fundição

Para as análises foram obtidas amostras de ferro fundido nodular, que dentro dos parâmetros de fabricação em Areia Verde, resultam em um material Classe ASTM 65-45-12 [16]. As amostras foram fundidas em forno elétrico de aquecimento por indução, nodularizadas com liga de Fe-Si-Mg, com inoculação feita a base de Fe-Ca-Si, sendo todas obtidas no mesmo lote (corrida). A temperatura de vazamento das amostras foi de 1420°C. Todas as amostras foram fundidas sob a forma de bloco Y padrão [16]. Foi adotado o bloco de menor dimensão, de onde foram removidos 02 corpos de prova de cada um, conforme mostra a Figura 4.1. Ao todo foram fundidos 10 blocos Y, sendo 09 deles destinados ao tratamento térmico, e 01 para análise das características brutas de fundição.

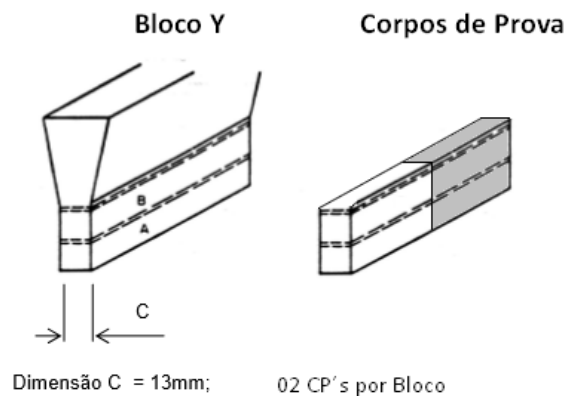


Figura 4.1 - Dimensões do bloco Y utilizado.

A análise da composição química foi feita utilizando as técnicas de Análise de Gases por Infravermelho, na determinação do percentual de Carbono, e a Espectrometria de Emissão Óptica (OES) para determinação dos elementos restantes. As quantidades de cada elemento estão apresentadas na Tabela 4.1.

Tabela 4.1. Composição química das amostras de ferro fundido nodular - % em massa.

Elemento	%C	%Si	%Mg	%Al	%Mn	%Cu	% Carbono Equivalente
Média (3 medidas)	3,65	2,78	0,041	0,003	0,26	0,08	4,57

## 4.2. Tratamentos Térmicos de Austêmpera

### 4.2.1. Preparação dos Corpos de Prova

Para executar os tratamentos térmicos, foram confeccionados, a partir dos 09 blocos Y, 18 corpos de prova, subdivididos em 3 grupos que são definidos pelas condições específicas de tratamento térmico. O procedimento foi montado para que cada grupo contemplasse 06 corpos de prova, para fins de boa representação estatística. As amostras cortadas, não usinadas estão mostradas na Figura 4.2.

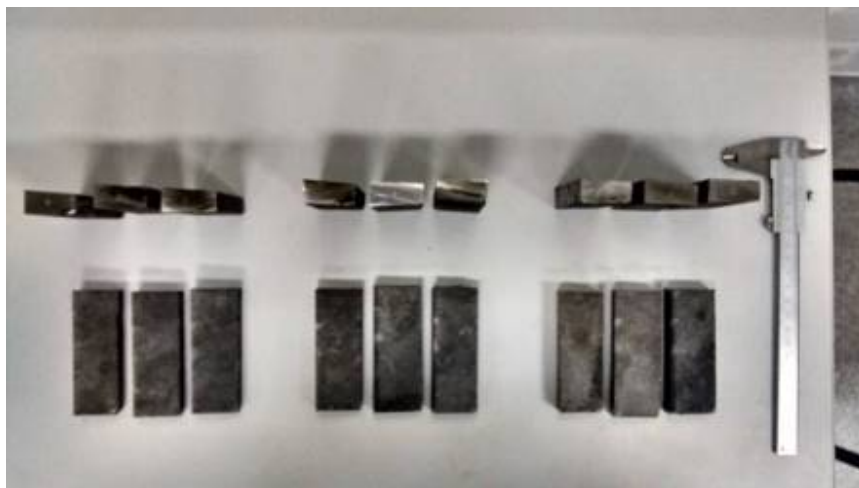


Figura 4.2 - Corpos de prova para tratamento térmico.

## 4.2.2. Tratamentos Térmicos

### 4.2.2.1. Preparação do Banho de Austêmpera

Para este experimento foi utilizado como banho de resfriamento, uma liga de Zn-Al Eutética, com 5% de Alumínio. A carga foi preparada e fundida em um forno poço, Marca Sanchis, feito sob encomenda, como mostra a Figura 4.3.

O monitoramento da temperatura foi realizado através do termopar do forno, cuja interface é feita pelo controlador NOVUS 480D, e também com um termopar inserido diretamente no banho líquido, avaliado pelo Multímetro Minipa modelo ET-2042C.

### 4.2.2.2. Austenitização

Para Austenitizar os corpos de prova, foi utilizado um forno Mufla Heareus, de temperatura máxima de 1000°C, com termopar instalado no forno, e interface do controlador NOVUS 480D, conforme mostra a Figura 4.3, sendo utilizado no máximo 2 corpos de prova em cada carga.

### 4.2.2.3. Tratamento Térmico de Austêmpera

Como procedimento inicial, foi montada a célula de trabalho conforme mostra a Figura 4.5, com os fornos de austenitização e austêmpera próximos um do outro de forma a ter mínima influência de perda de temperatura quando a amostra foi retirada da mufla e imersa no banho de zinco, conforme Figura 4.3.



Figura 4.3 - Célula de tratamento térmico.

Inicialmente foi realizado um ciclo de tratamento térmico para obtenção da curva de resfriamento do material em banho de Zinco para posterior comparação ao Diagrama TTT. Para tanto, foi instrumentado um corpo de prova com um termopar inserido no centro da massa conforme mostra a Figura 4.4.



Figura 4.4 - Corpo de prova instrumentado para análise térmica.

Após a obtenção da curva, cada um dos grupos de corpos de prova foi tratado mantendo-se fixos os patamares de temperatura de Austenitização e temperatura de Austêmpera, variando apenas os tempos de permanência em patamar de Austêmpera, conforme mostra a Tabela 4.2.



Tabela 4.2 - Parâmetros dos tratamentos térmicos.

Condições de Tratamento	Temperatura de Austenitização	Tempo de Encharque	Temperatura Austêmpera	Tempo do Patamar	N° CP
A	Bruta	Bruta	Bruta	Bruta	01
B	900°C	60 min.	400°C	30 min.	06
C				60 min.	06
D				90 min.	06

### 4.3. Análises Metalográficas – Microscopia Ótica e de Varredura

As análises de microscopia ótica foram realizadas de acordo com a norma adotada [20]. Para contagem do número de nódulos foram avaliados 03 corpos de prova de cada ciclo, usando software ImageJ 1.48v, conforme norma [51] e gerando 09 resultados. Para revelação das microestruturas, as amostras foram atacadas quimicamente com nital 3% [50]. As regiões de análise são aleatórias pois como e tratam originalmente de blocos padronizados, não há diferenças previstas para seções transversais e longitudinais. O reagente foi utilizado devido a atacar neste caso somente a ferrita presente na microestrutura, para promover um bom contraste entre a ferrita e austenita presentes. As microestruturas características do material bruto de fundição, utilizado como base no estudo, estão mostradas nas Figuras 4.6 e 4.7.

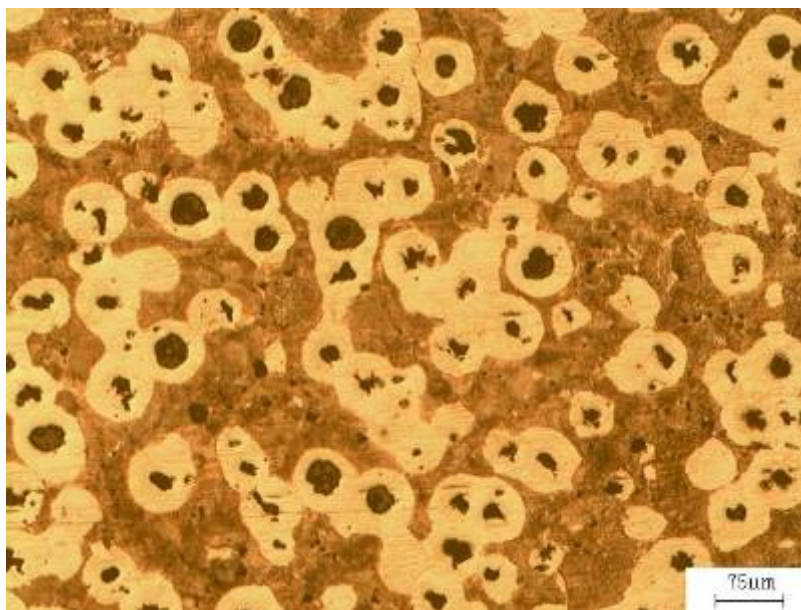


Figura 4.6 - Estrutura bruta de fundição - 100x.

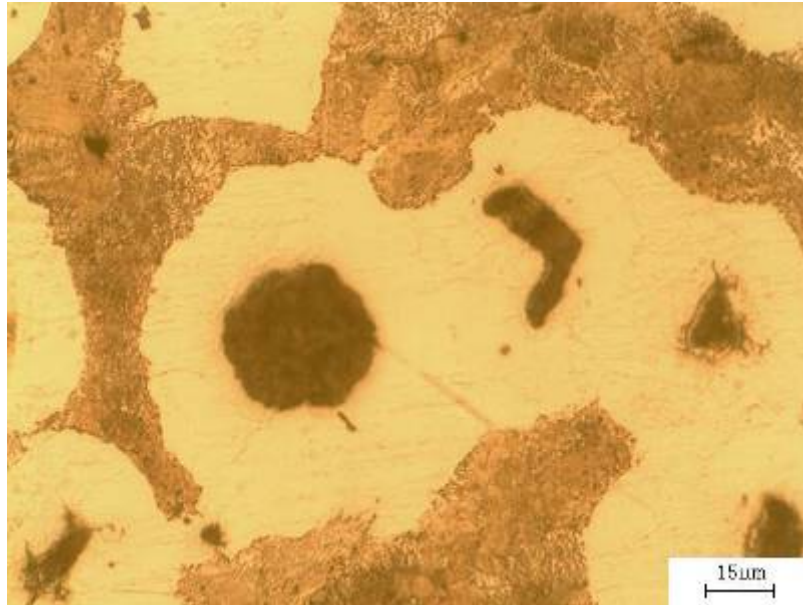


Figura 4.7 - Estrutura bruta de fundição - 500x.

As análises de microscopia de varredura foram realizadas nas mesmas amostras de microscopia ótica e também nas superfícies reveladas após fratura de impacto.

#### **4.4. Análises de Dureza e Microdureza**

As medidas de dureza foram realizadas de acordo com a escala brinell, em durômetro com carga de 3000kgf e diâmetro do indentador esférico de 10mm [19]. Foram realizadas 03 medidas em CP tratado termicamente com escolha de face aleatória.

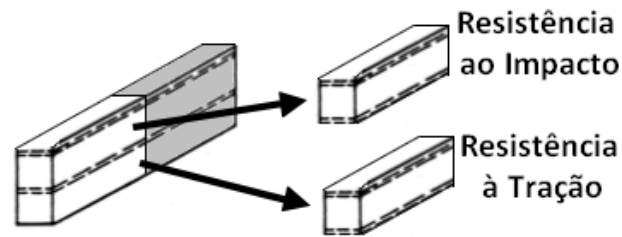
Para microdureza das fases na microestrutura, foi utilizada a escala Vickers, em microdurômetro com carga de 25g[21]. Foram realizadas 6 medições de cada fase, com localização aleatória, em cada CP tratado.

#### **4.5. Análises de Resistência à Tração e Impacto**

Para caracterização mecânica do material bruto, foram usinados 02 corpos de prova.

Para avaliação do ADI, de cada corpo de prova tratado, foram extraídos 2 corpos de prova para avaliação da resistência à tração e alongamento, e resistência ao impacto conforme mostra a Figura 4.8.

Corpos de Prova  
- Blocos Y -



2 CP's por Bloco

Figura 4.8 - Obtenção de corpos de prova para avaliação mecânica e física.

Com esta configuração foi possível realizar ensaios de tração e Impacto para cada condição de tempo de austêmpera (06 corpos de prova). Os corpos de prova para tração foram usinados conforme norma [16], cujas medidas estão informadas na Figura 4.9.

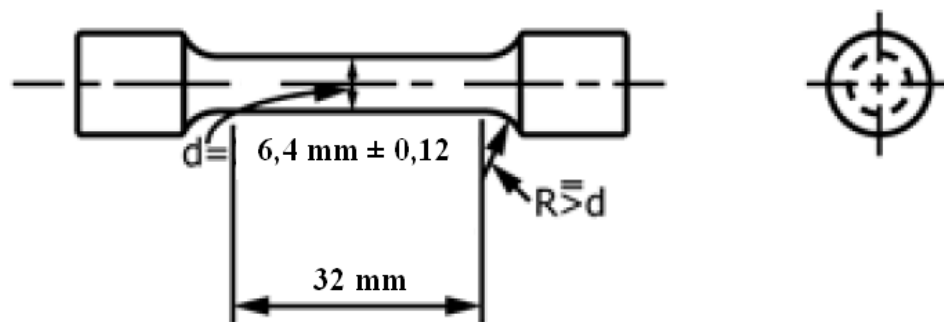


Figura 4.9 - Corpos de prova para ensaios de tração [16]

Os ensaios de tração e análises de alongamento foram realizados conforme norma [18] em equipamento de ensaios universal, modelo AG-IC com capacidade para 300KN, conforme mostra a Figura 4.10.



Figura 4.10 - Máquina de ensaios universal Shimadzu.

Os 18 corpos de prova para impacto, 06 de cada ciclo, foram usinados conforme padrões internacionais [17], usinados sem entalhes conforme indica a norma para os ADI, de acordo com a Figura 4.11, e avaliados com temperatura de  $21^{\circ}\text{C} \pm 5,5^{\circ}\text{C}$  [22], ensaiados em Martelo pendular.

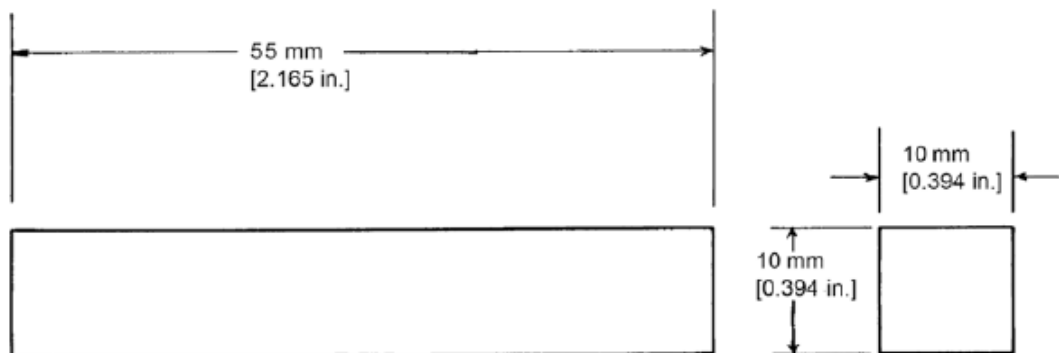


Figura 4.11 – Dimensões para os corpos de prova de impacto [22].

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 5.1. Análise Térmica

A curva obtida no ensaio de análise térmica do ciclo de tratamento está destacada em vermelho, sobre a curva TTT do material, na Figura 5.1.

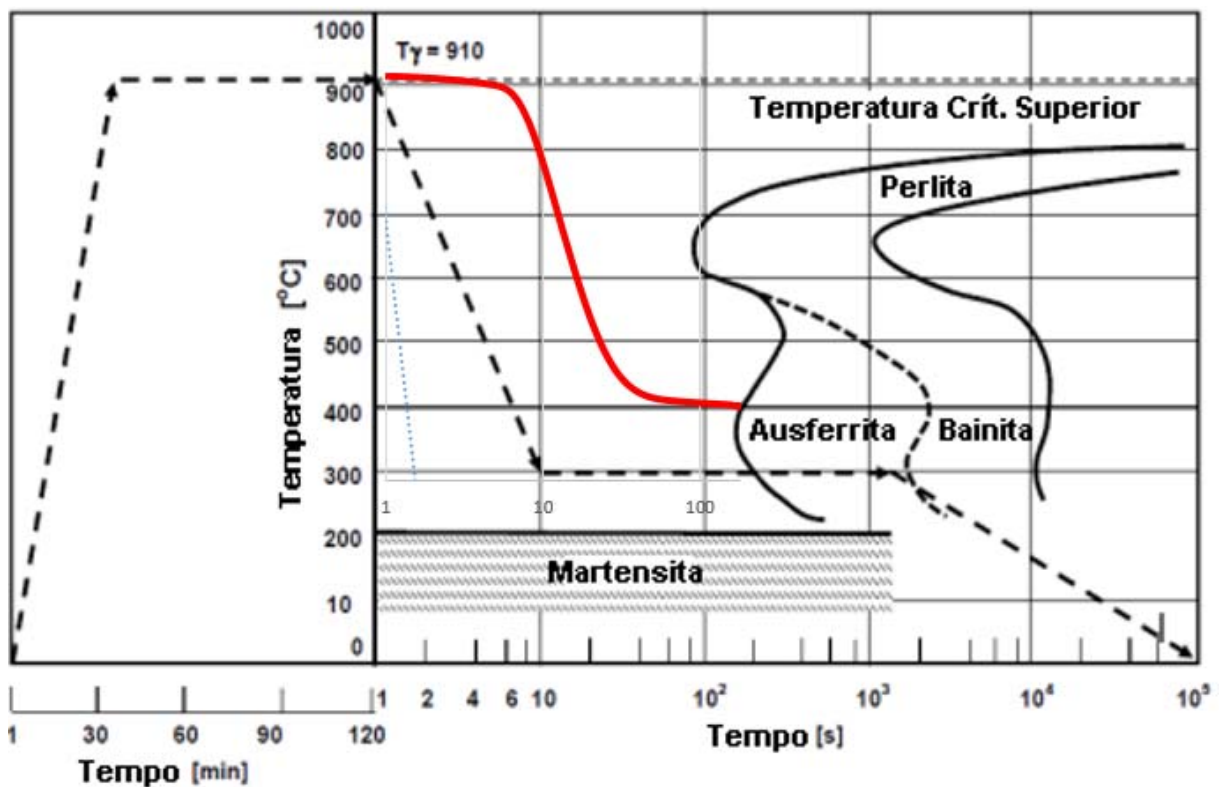


Figura 5.1 - Curva de análise térmica sobreposta ao Diagrama TTT, para resfriamento em banho de Zn-Al.

Pela curva, pode-se observar que a taxa de resfriamento ficou adequada onde pode-se observar que pela curva TTT típica para o material tratado, é superada a necessidade de resfriamento para que não sejam atingidas as condições de início de formação da Perlita. Deste gráfico é possível observar também que para o intervalo

mostrado na imagem, o corpo de prova não atingiu exatamente 400°C, que é a temperatura objetivada, mantendo-se em 405°C. Neste caso, não foram encontrados em pesquisas similares dados referentes à temperatura do núcleo térmico do corpo de prova, somente do banho de resfriamento em questão. Para a curva completa, o núcleo térmico do corpo de prova atingiu a temperatura desejada após 440s.

## 5.2. Interação entre o ADI e o metal do banho de resfriamento

A avaliação da interação química entre o banho e o corpo de prova foi realizada durante o ensaio de análise térmica. A Figura 5.2 mostra o corpo de prova logo após a remoção do banho metálico ainda em resfriamento. A Figura 5.3 ilustra a retirada manual da capa de Zinco após temperatura ambiente.

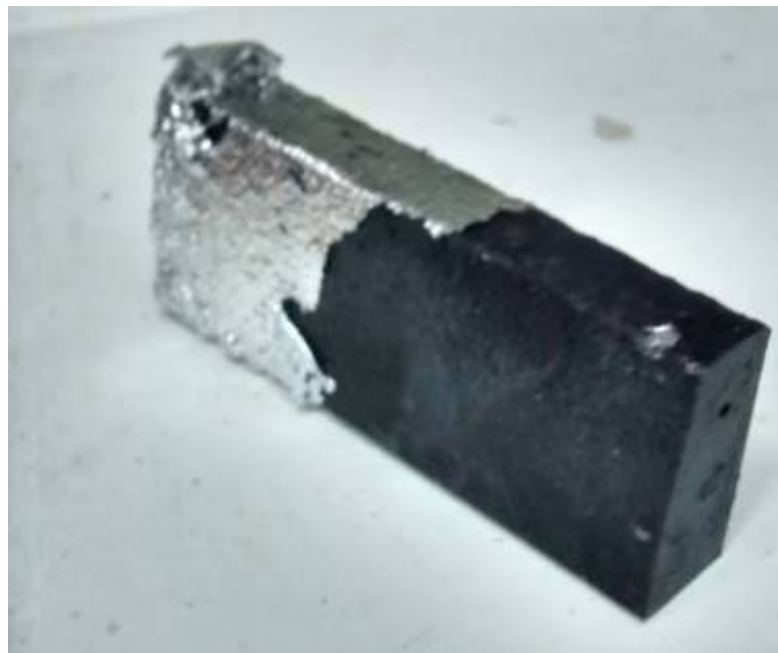


Figura 5.2 - Corpo de prova após ser retirado do banho de resfriamento.



Figura 5.3 - Material sendo removido da superfície do corpo de prova.

Não houve indícios de remoção de material ferroso agregado à capa de Zinco, o que indica que não houve interação química entre os materiais. A capa de Zinco formada ficou aderida mecanicamente ao material, em função das dimensões do corpo de prova e da rugosidade da superfície, que mantinha a característica bruta de fundição. Uma das vantagens apresentadas neste processo é de que todo o material aderido pode retornar para o banho metálico para ser refundido.

Nas análises micrográfica da interface metal/banho, como mostra a Figura 5.4, existe apenas uma zona descarbonetada na superfície do corpo de prova compatível com o processo de Austenitização, em atmosfera não controlada, devido aos efeitos da oxidação do material que acaba formando uma camada protetiva para a Galvanização. A espessura da camada medida no software ImageJ 1.48V, gerando valores de  $65,4 \pm 11,95 \mu\text{m}$ .

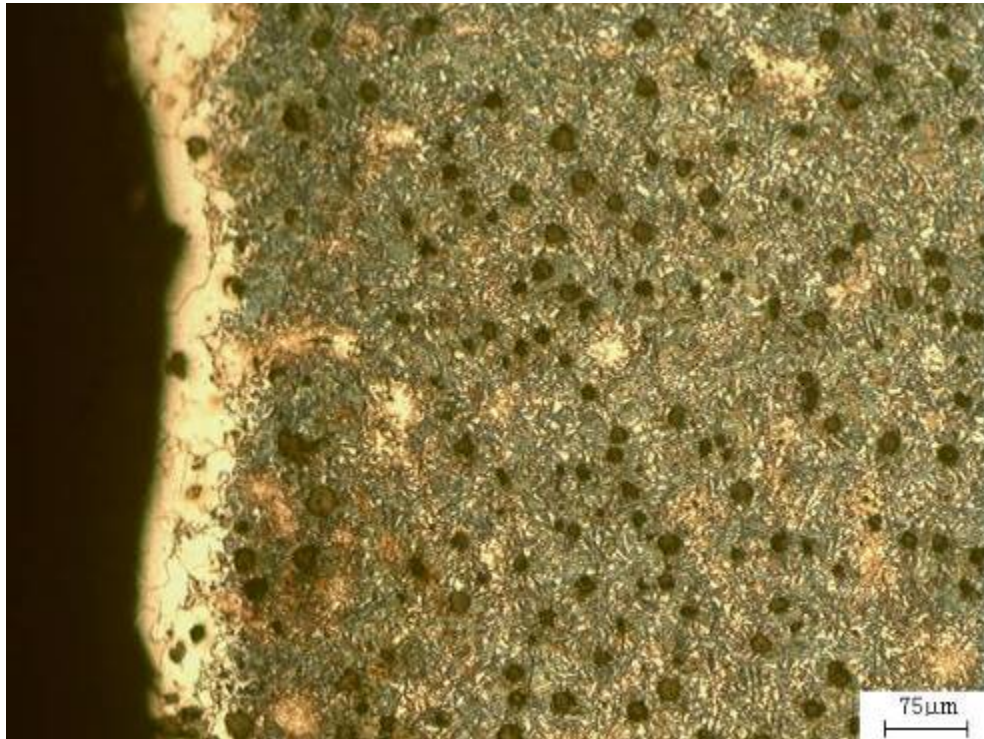


Figura 5.4 - Camada descarbonetada da interface metal-banho.

### 5.3. Análises Microestruturais

Todas as amostras foram retiradas da mesma corrida, e a análise do número de nódulos foi avaliado em 03 CPS de cada ciclo, gerando um resultado de  $125,8 \pm 11,8$  nódulos/mm<sup>2</sup>. Os percentuais de fase presentes na microestrutura foram analisados em cada ciclo, e os resultados encontrados estão expressos na figura 5.5.

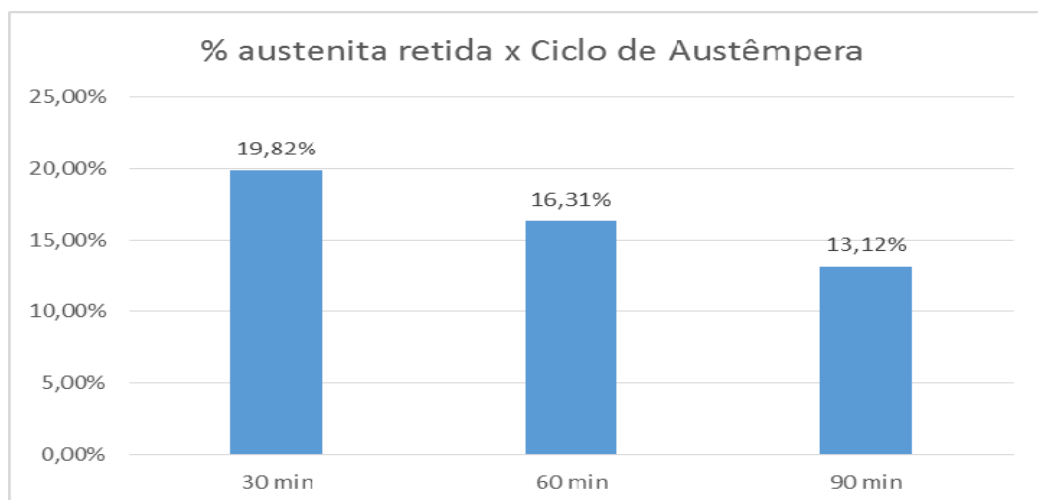


Figura 5.5 - % de austenita retida em função do ciclo adotado.



Os resultados confirmam o comportamento esperado pois com o aumento do tempo em patamar de austêmpera a transformação continua para o crescimento da ferrita, decompondo a austenita retida, restando na matriz as fases ferrita e austenita de alto teor de carbono. As micrografias foram analisadas de acordo com o ciclo aplicado e estão demonstradas a seguir. O ataque químico utilizado é seletivo e tem por característica, no caso do ADI, em deixar a ferrita escura e a tanto a austenita retida quanto austenita de alto teor de carbono, claras.

### 5.3.1. Ciclo de Austêmpera em 30 minutos

Observa-se que nesta condição há formação da estrutura predominantemente ausferrítica, com distribuição uniforme, porém com grandes ilhas claras indicando uma transformação não completa como mostram as Figura 5.6, 5.7 e 5.8, em diferentes níveis de magnificação.

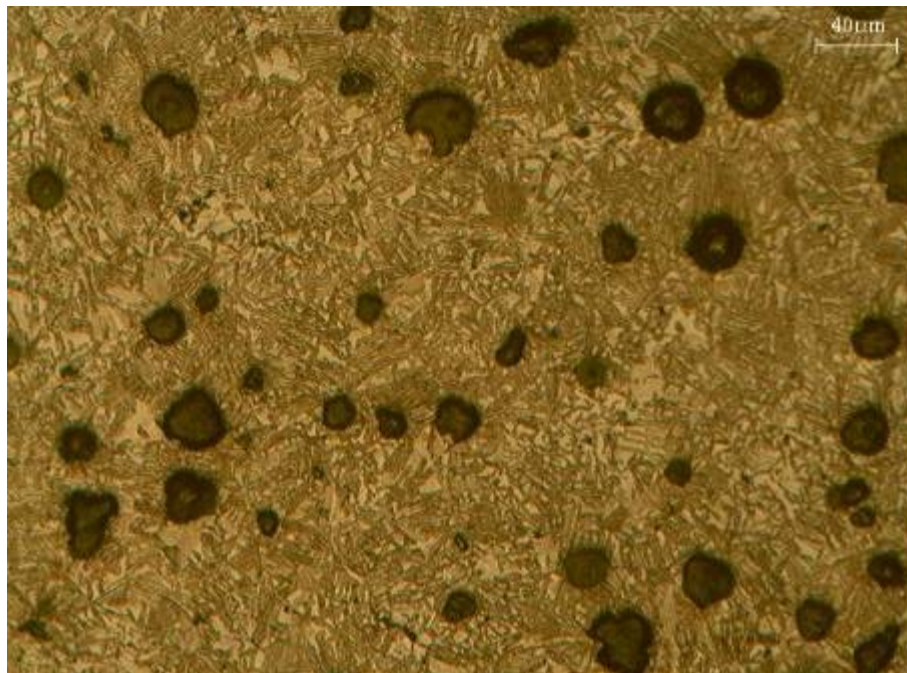


Figura 5.6 - Microestrutura para o ciclo de 30 minutos – 200x Magnificação.

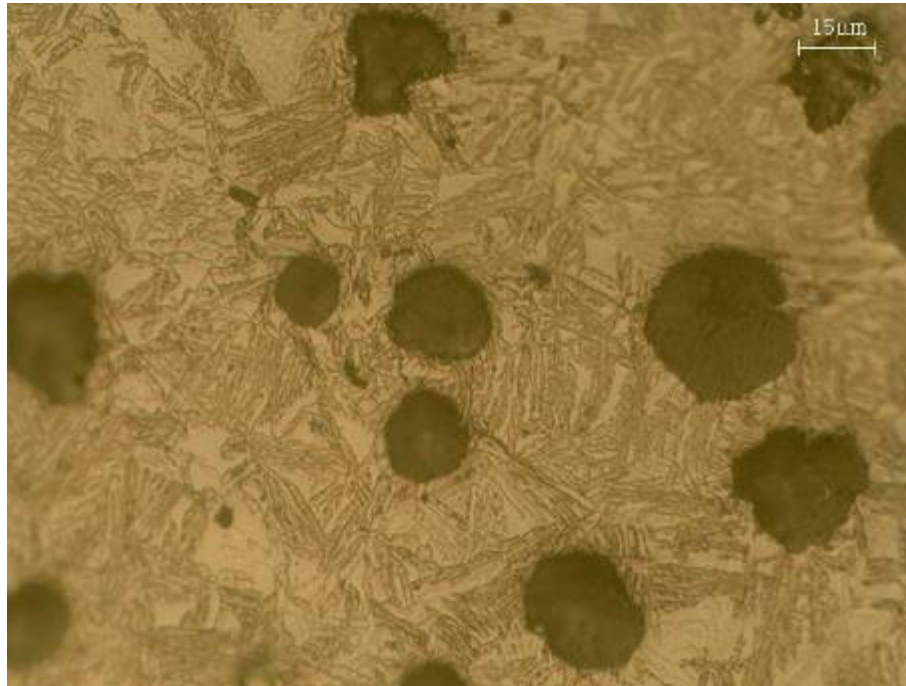


Figura 5.7 - Microestrutura para o ciclo de 30 minutos – 500x Magnificação.

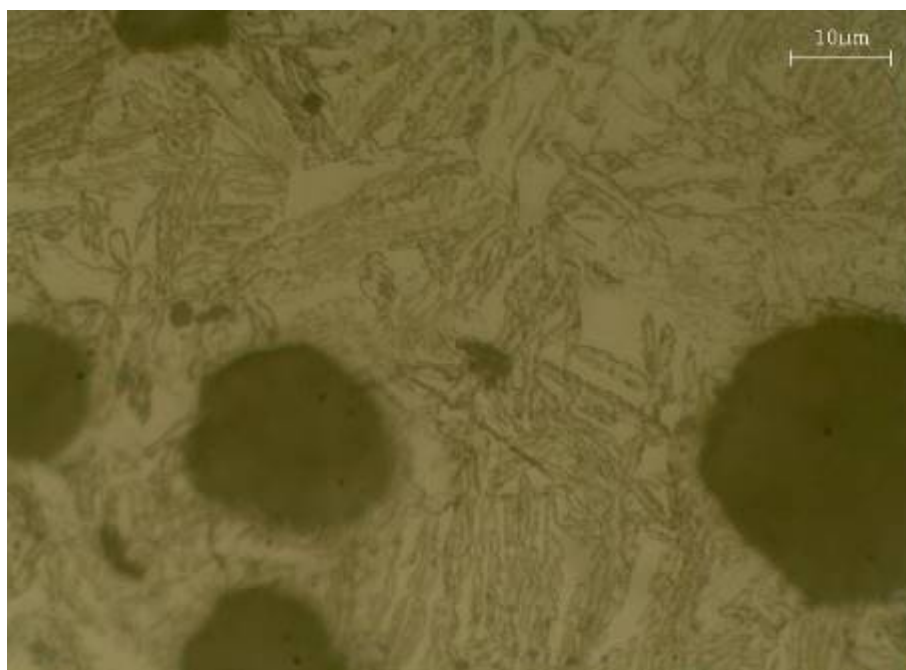


Figura 5.8 - Microestrutura para o ciclo de 30 minutos – 1000x Magnificação.

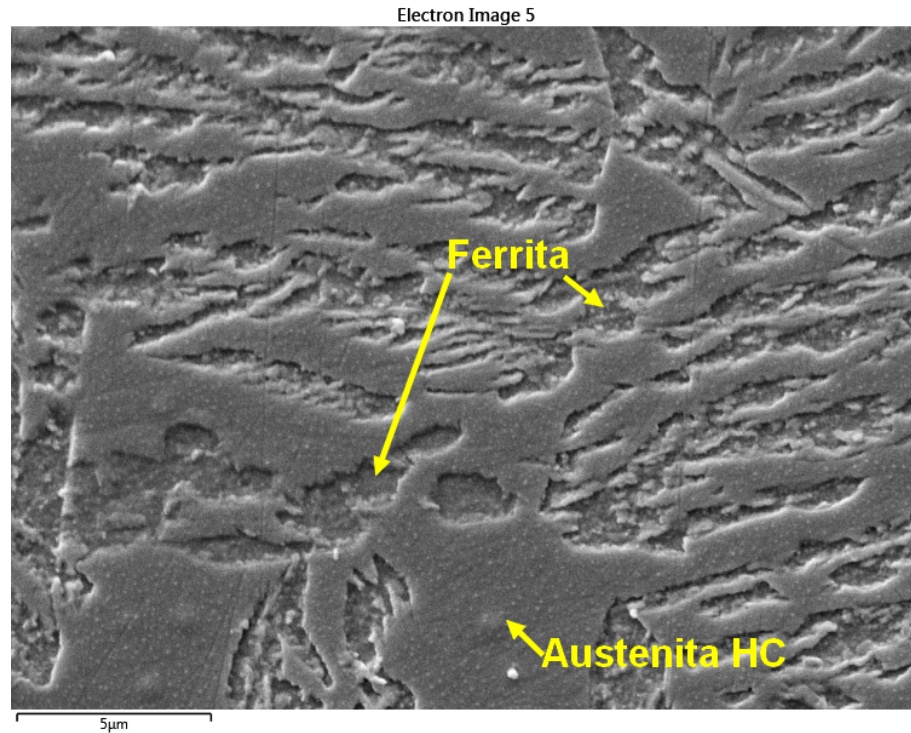


Figura 5.9 – Imagem MEV para o ciclo de 30 minutos

A Figura 5.9 mostra de forma clara a diferença entre as fases após ataque químico e a presença das ilhas de austenita. Para este ciclo, devido ao período curto de transformação não há tempo suficiente para migração do carbono do crescimento da ferrita para a austenita a ponto desta se enriquecer de carbono e ficar estável formando completamente a estrutura ausferrítica [49].

### 5.3.2. Ciclo de Austêmpera em 60 minutos

Como resultado deste ciclo de tratamento térmico se observa também uma distribuição uniforme de ferrita na matriz, com uma quantidade menor de Austenita retida, como mostra a Figura 5.10, 5.11 e 5.12. Para esta condição, o tempo superior em patamar isotérmico permitiu melhores condições de crescimento da ferrita acicular, de forma que se tem uma menor quantidade de austenita retida não enriquecida em carbono e maiores quantidades de ferrita.

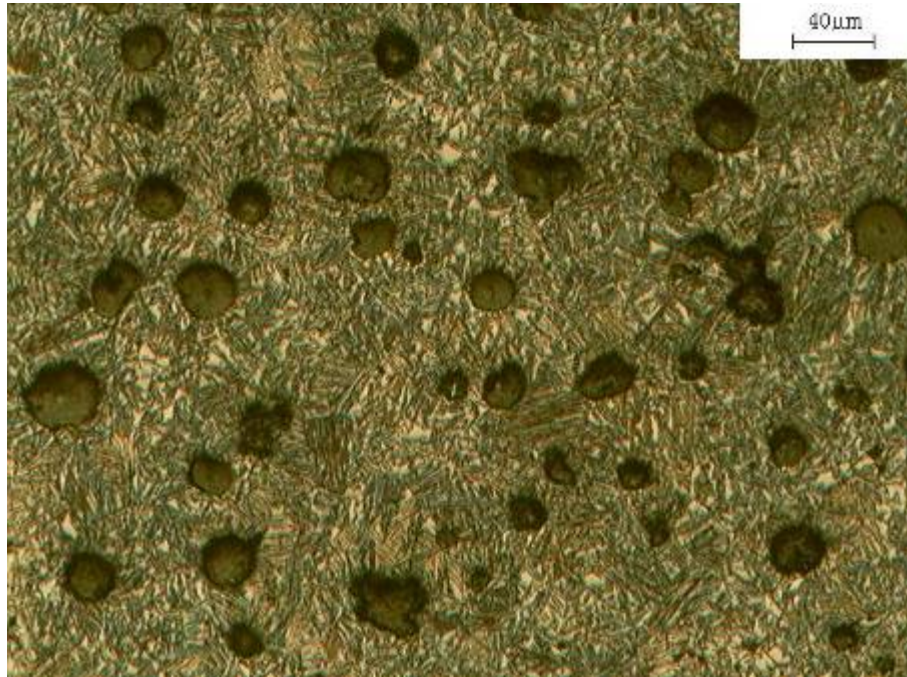


Figura 5.10 - Microestrutura para o ciclo de 60 minutos – 200x Magnificação.

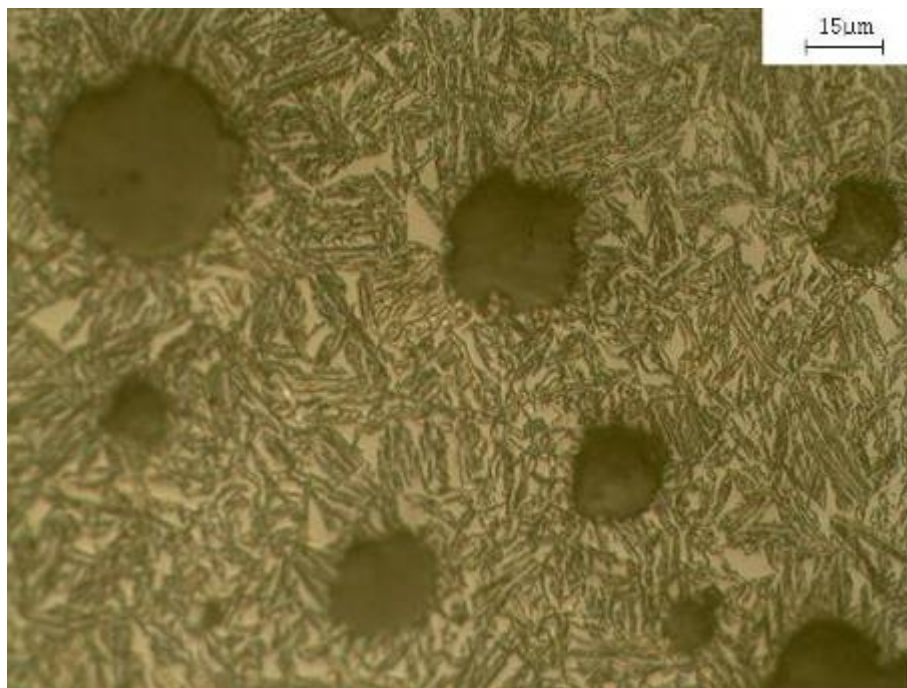


Figura 5.11 - Microestrutura para o ciclo de 60 minutos – 500x Magnificação.

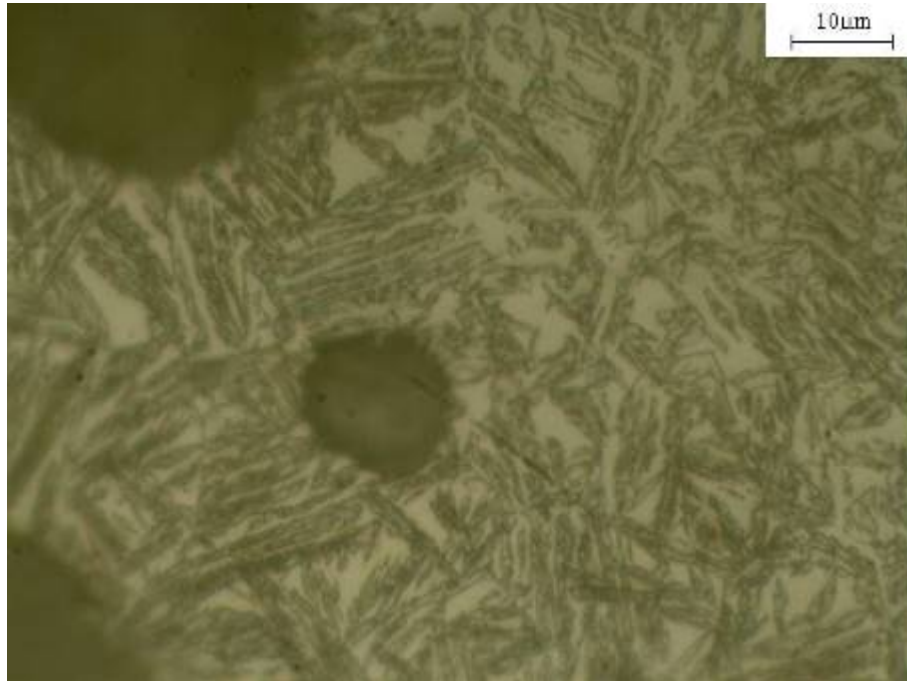


Figura 5.12 - Microestrutura para o ciclo de 60 minutos – 1000x Magnificação.

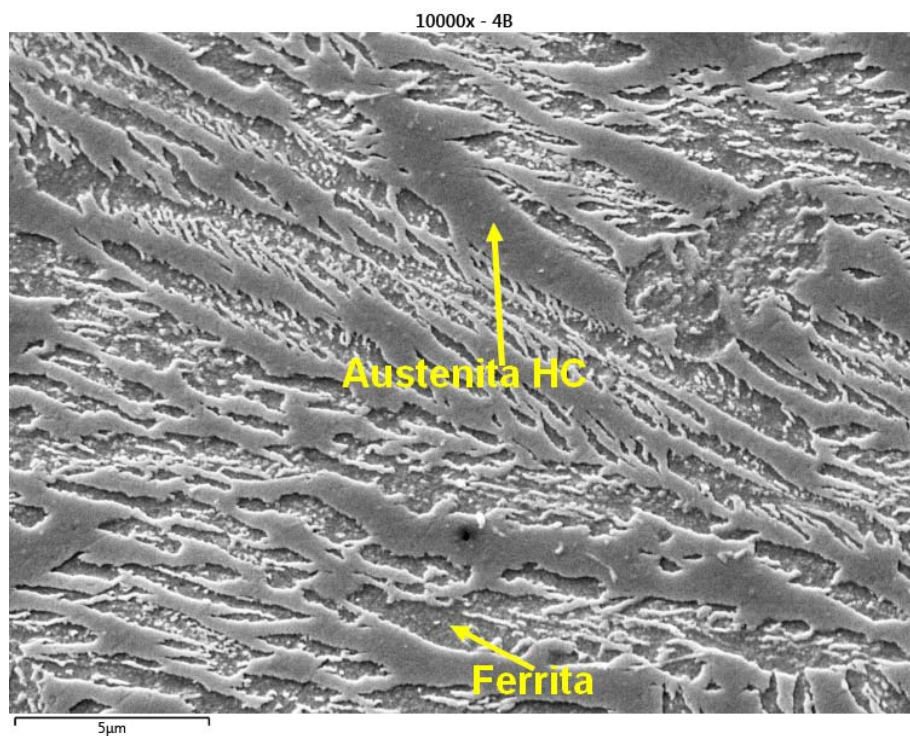


Figura 5.13 – Imagem MEV para o ciclo de 60 minutos.

A Figura 5.13 mostra a diferença entre as fases com um contraste menor entre as frações ocupadas por austenita e ferrita, mostrando microestrutura mais homogênea.

### 5.3.3. Ciclo de Austêmpera em 90 minutos

As morfologias microestruturais resultantes para o tempo de 90 minutos estão mostradas nas Figuras 5.14, 5.15 e 5.16.

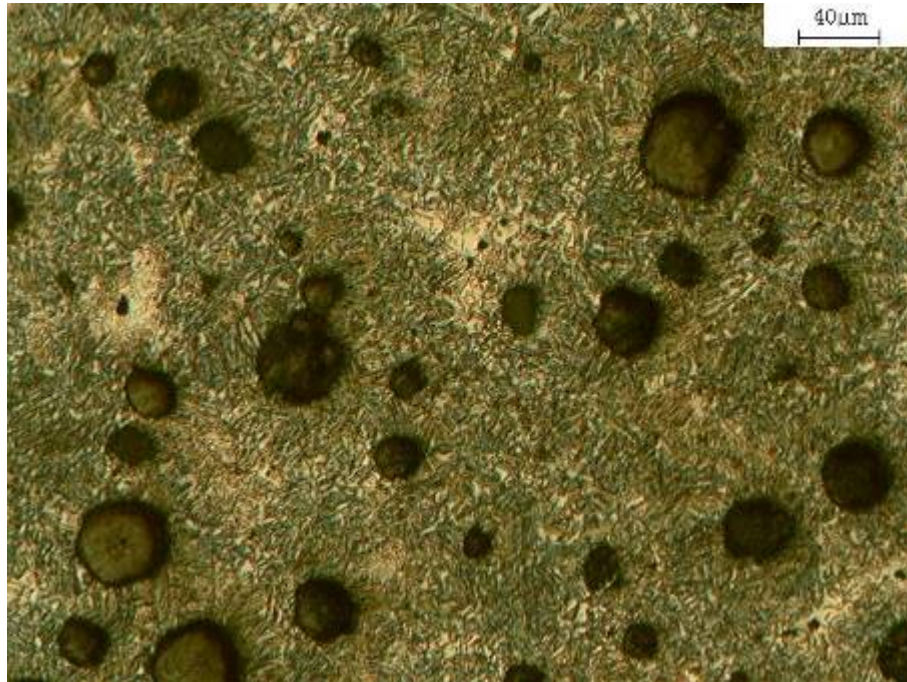


Figura 5.14 - Microestrutura para o ciclo de 90 minutos – 200x Magnificação.

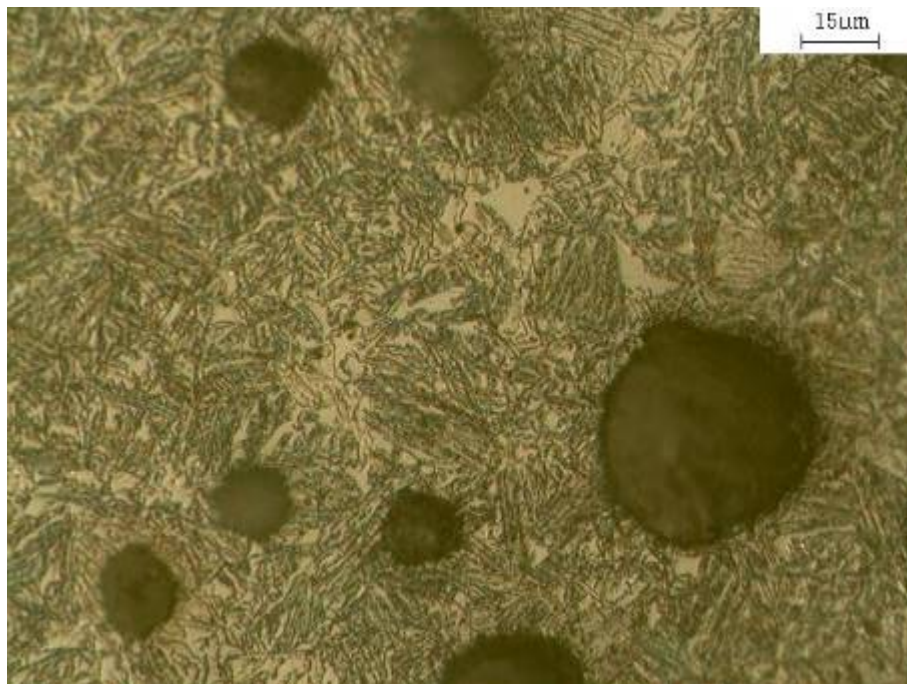


Figura 5.15 - Microestrutura para o ciclo de 90 minutos – 500x Magnificação.

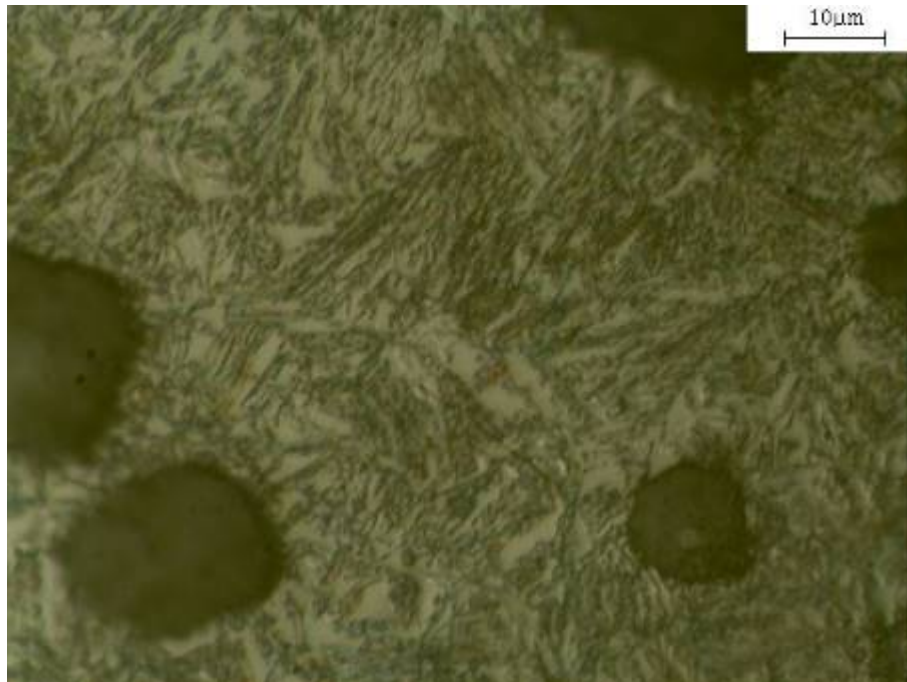


Figura 5.16 - Microestrutura para o ciclo de 90 minutos – 1000x Magnificação.

Na figura 5.17 observa-se uma distribuição uniforme entre as agulhas de ferrita e a austenita retida na matriz.

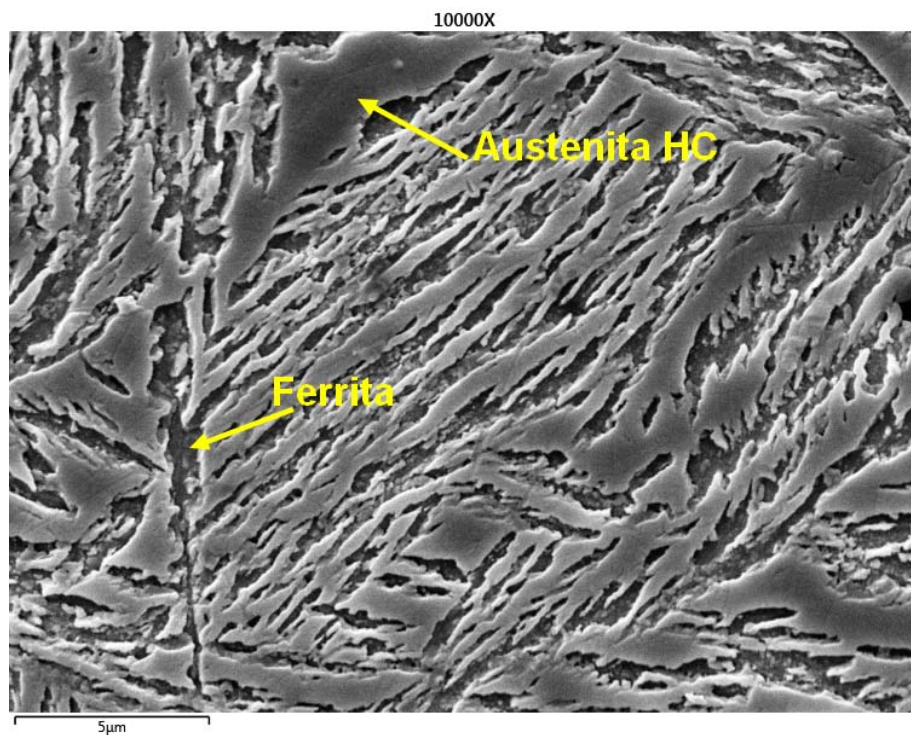


Figura 5.17 – Imagem MEV para o ciclo de 90 minutos.

#### 5.4. Análises de Microdureza e Dureza

Foram analisados os pontos mais relevantes de cada microestrutura onde foi medida a microdureza das fases austenítica para avaliação do ganho de dureza pela saturação de carbono resultante da transformação. As Figuras 5.18 e 5.19 evidenciam as Identações em cada uma das regiões. Os dados mostrados na Tabela 5.1 evidencia a microdureza de cada uma das regiões avaliadas em todos os corpos de prova ensaiados.

Tabela 5.1 – Resultados para análise de microdureza na Austenita

Ciclo	30 min.	60 min.	90 min.
Microdureza [HV]	366,0 ± 27,0	347,0 ± 47,0	419,6 ± 59,3

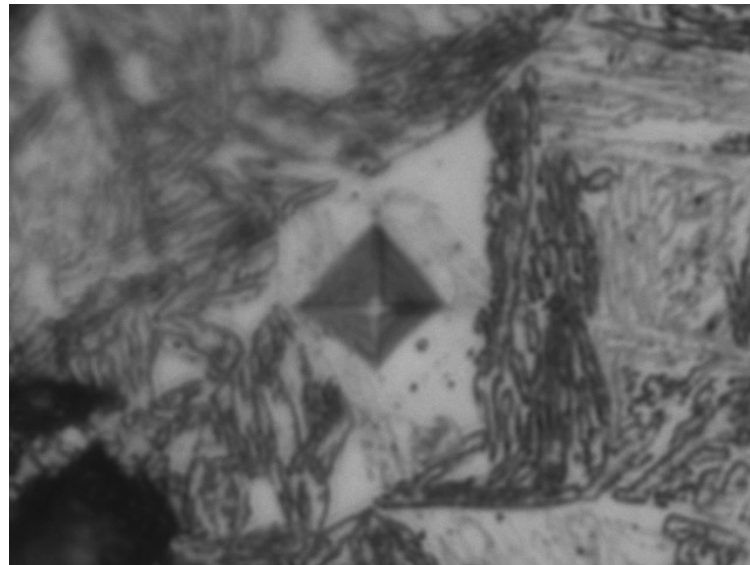


Figura 5.18 - Identações Vickers – Austenita.



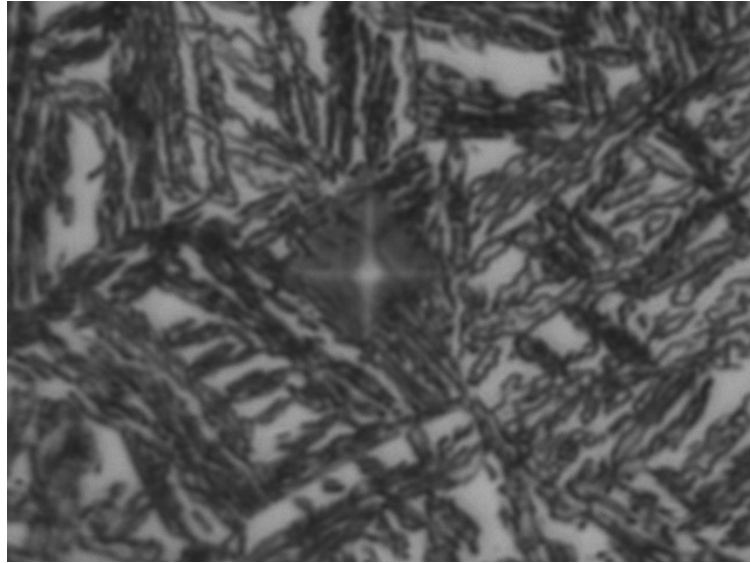


Figura 5.19 - Identações Vickers – Ferrita.

Nota-se uma tendência no comportamento da dureza da austenita presente na estrutura, com certa estabilidade nos valores médios pelo menos até o ciclo de 60 minutos de austêmpera. A variação nas medidas individuais se explica pelo fato de, a partir do ciclo de 60 min, as microestruturas se apresentarem mais homogêneas e de difícil avaliação isolada das fases e microconstituintes. Porém a partir do ciclo de 90 min, nota-se um ganho significativo na dureza da fase, com um acréscimo de aproximadamente 20% do valor, interrompendo a estabilidade dos dois primeiros ciclos, que variaram entre si em torno de 5%. Este resultado pode confirmar a continuidade da transformação, pois com a saturação de carbono na austenita, formando a austenita de alto teor de carbono, esperava-se um aumento na dureza da fase.

Em relação à Dureza Brinnell, os resultados para os ensaios estão descritos na Tabela 5.2. Observa-se que não houve uma variação significativa na Dureza Brinnell em função do aumento no tempo de Austêmpera, com relativa estabilidade nos valores. Este resultado pode ser considerado normal, para uma temperatura de 400°C de Austêmpera, cujos valores encontram-se bastante próximos aos encontrados por outros autores [35], que usou a temperatura de Austêmpera de 410°C.

Tabela 5.2 – Resultados para análise de microdureza

Ciclo	Bruto	30 min.	60 min.	90 min.
Dureza [HB]	203 ± 10,0	268,7 ± 12,0	274,7 ± 12,2	272,9 ± 14,2

A expectativa era uma maior variação de dureza do ciclo de 30 minutos para o de 60 min e 90 min, devido ao maior grau de formação de Ferrita acicular para os ciclos mais longos, mas tendo em vista a microestrutura do material não ter sofrido alterações bruscas de morfologia, é coerente que isso se reflita dureza.

### 5.5. Análises de Resistência ao Impacto

A tabela 5.2 mostra os dados para energia absorvida ao impacto para os diferentes ciclos de tratamento. Observa-se uma queda na resistência ao Impacto de acordo com o aumento do tempo de Austêmpera. Nas figuras 5.20, 5.21 e 5.22 estão mostradas as superfícies de fratura para cada ciclo.

Tabela 5.3 – Resultados para análise de resistência ao impacto

Ciclo	30 min.	60 min.	90 min.
Impacto [J]	150 ± 13,1	150,8 ± 36,8	102,8 ± 30,3

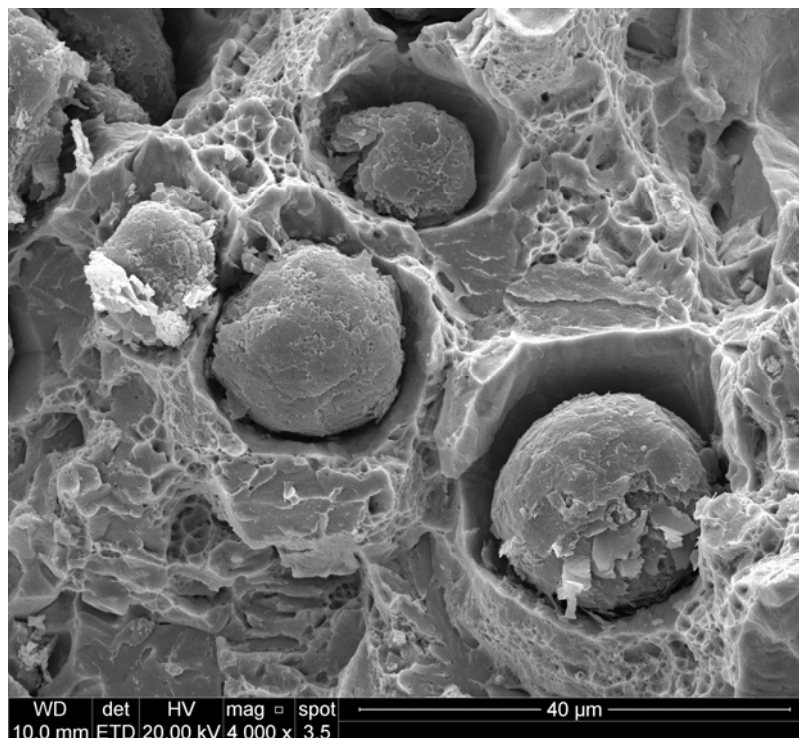


Figura 5.20 – Superfície de Fratura - Imagem FEG para ciclo de 30 min.

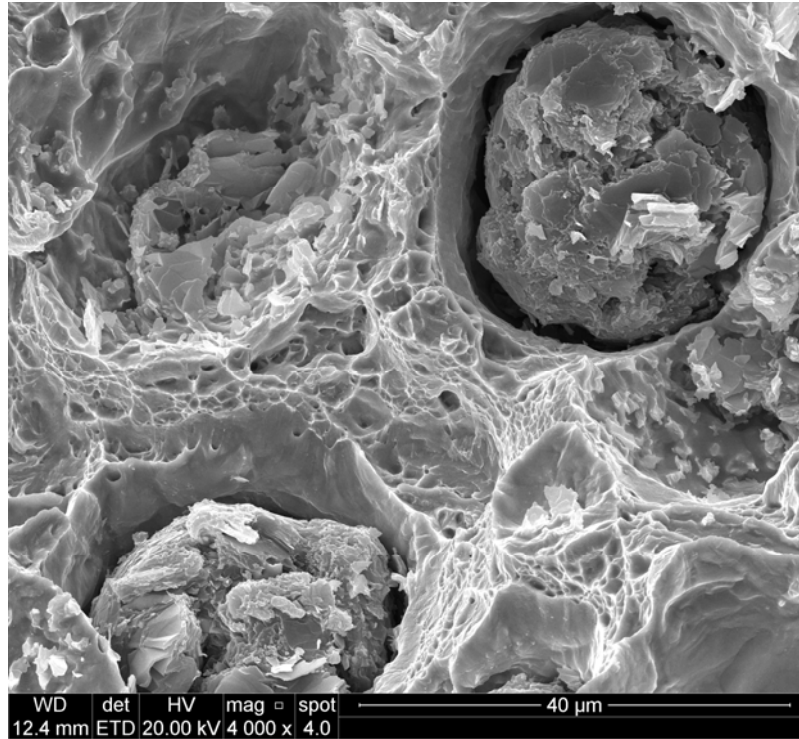


Figura 5.21 – Superfície de Fratura - Imagem FEG para ciclo de 60 min.

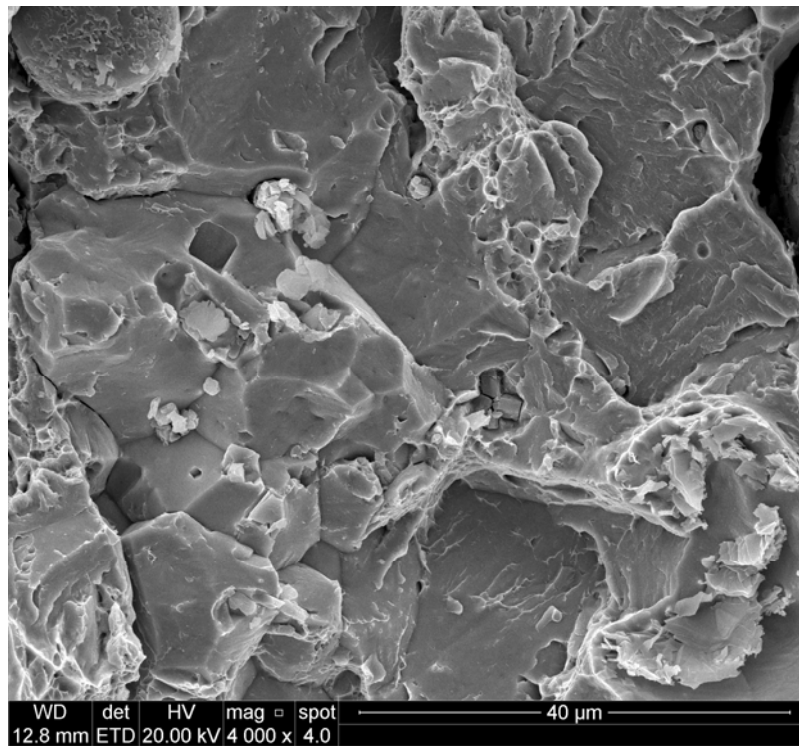


Figura 5.22 – Superfície de Fratura - Imagem FEG para ciclo de 90 min.

Nota-se nos dois ciclos iniciais, que os valores apresentados estão coerentes com a análise da superfície de fratura, típica de fratura dúctil com a dispersão uniforme de *dimples*. Para o ciclo de 90 min nota-se um valor médio de impacto mais baixo, o que é confirmado pela diferença apresentada na fractografia em comparação com os ciclos de 30 e 60 min, que não haviam apresentado aspecto de ruptura predominantemente transgranular, caracterizando um mecanismo de fratura mais frágil.

## 5.6. Análises de Resistência à Tração

Os resultados médios para os ensaios de Tração em relação a cada ciclo, estão demonstrados na Tabela 5.4.

Tabela 5.4 – Resultados para análise de resistência à tração.

Ciclo de Tratamento Término	Bruto	30 min	60 min	90 min
	<b>De Fusão</b>			
<b>Res. Tração Mín. [MPa]</b>	471,8	1001,7	1013,2	977,32
<b>Res. Escoamento Mín. [MPa]</b>	310,5	658,9	704,83	624,22
<b>Alongamento Mín. [%]</b>	20,2	15,25	14,13	11,67

Nota-se dos dados, que nos dois ciclos iniciais, de 30 min. e 60 min, há um aumento nas propriedades mecânicas com leve redução de ductilidade. Esse resultado é esperado devido à transformação ausferrítica ter aumentado o volume de Ferrita acicular e austenita de alto Carbono, o que se confirmou nas micrografias apresentadas. Já para o ciclo de 90 min, a perda em propriedades mecânicas foi pequena em comparação à perda de ductilidade. O material de certa forma apresentou comportamento mais frágil em relação aos ciclos anteriores, confirmado pelas fractografias apresentadas, porém não foi evidenciada presença de carbonetos de ferro na matriz, o que poderia indicar o início do estágio II de transformação. Porém, ainda sim as propriedades apresentadas após o ciclo de 90 min ainda estão compatíveis com a não presença massiva de elementos microestruturais deletérios.

As curvas obtidas dos ensaios de tração não sofreram alterações nos padrões de comportamento esperado, para nenhum dos ciclos de tratamento. Nas figuras

5.23, 5.24 e 5.25 estão demonstradas as curvas obtidas para os ensaios referentes aos ciclos de 30, 60 e 90 min que confirmam esta afirmação.

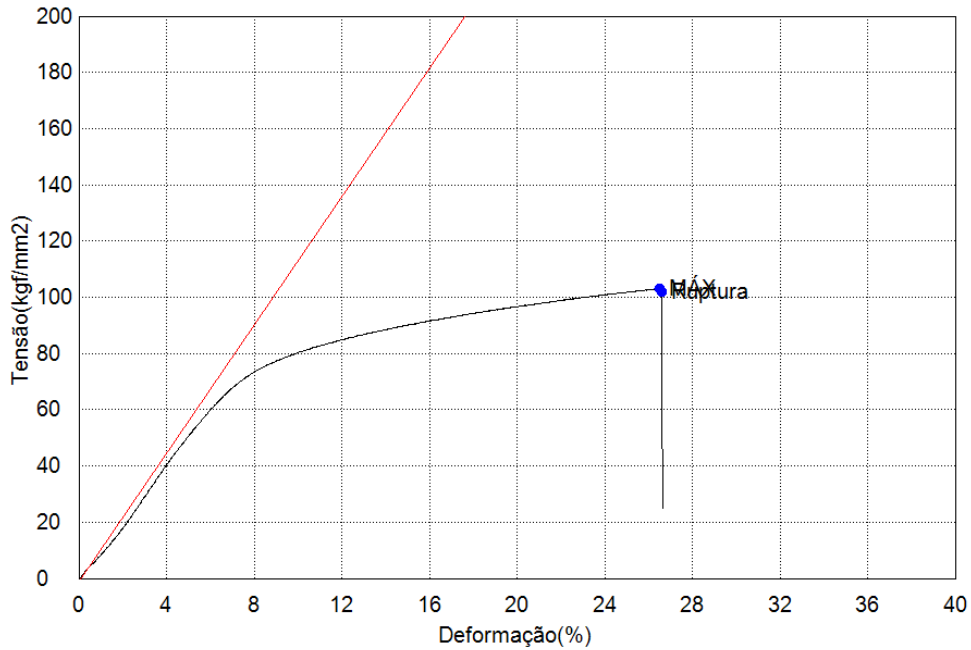


Figura 5.23 – Curva Tensão x Deformação para o ciclo de 30 min.

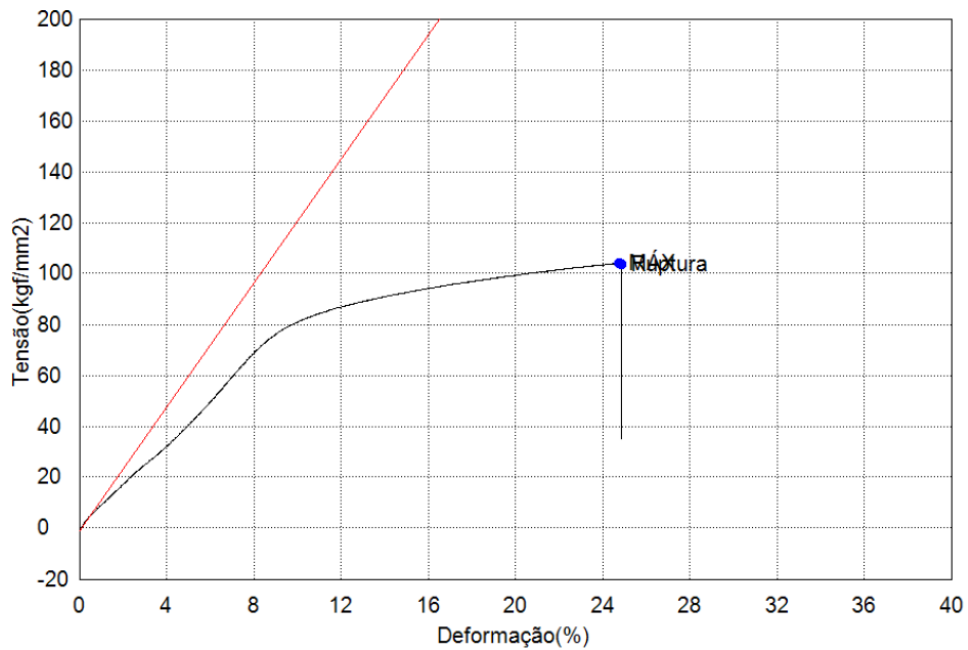


Figura 5.24 – Curva Tensão x Deformação para o ciclo de 60 min.

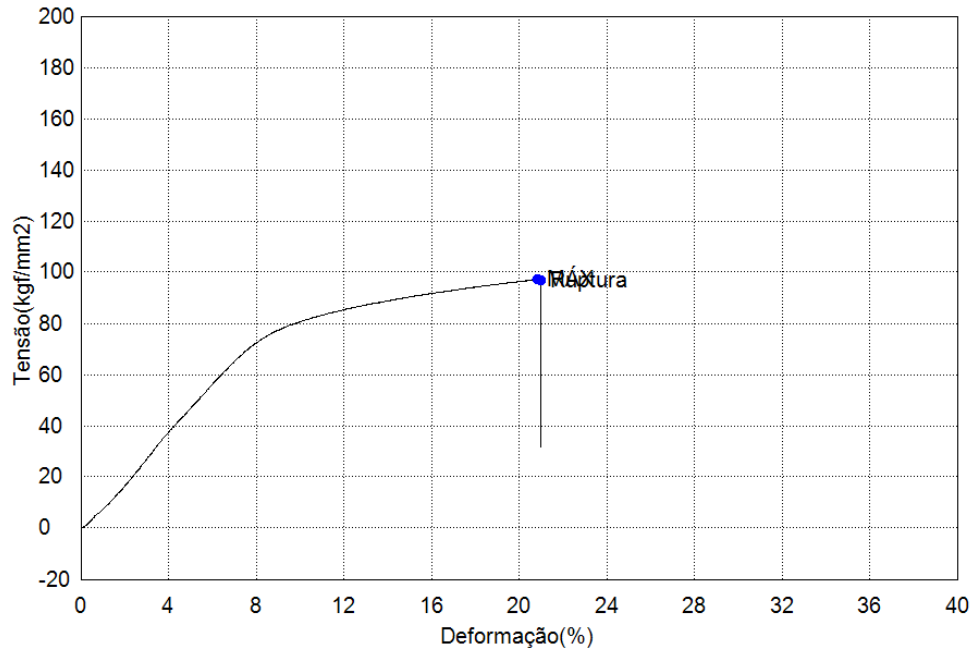


Figura 5.25 – Curva Tensão x Deformação para o ciclo de 90 min.

## 6. CONCLUSÕES

O banho de Zinco-Alumínio eutético foi eficaz na extração de calor necessária para produção do ADI, em todas os ciclos de tratamento reproduzidos.

Não houve deposição permanente do material do banho sobre a peça, apenas aglomeração física devido ao formato dos blocos tratados.

Pelas análises microestruturais é possível ver evolução da morfologia para os ciclos de 30 min e 60 min e 90 min.

A dureza se manteve relativamente constante para todos os ciclos, o que era esperado em função da variação do processo estar focada apenas no tempo de transformação e não na temperatura. Neste caso as transformações de fase esperadas não seriam suficientes para promover uma alteração significativa

A microdureza da austenita também confirma a evolução microestrutural entre os ciclos testados.

As microestruturas apresentadas confirmar a possibilidade de austêmpera de ferro fundido nodular não ligado, nas espessuras de corpo de prova utilizados.

O comportamento dos resultados das propriedades físicas e mecânicas indica que, dentro da temperatura adotada, foi possível atender às condições para o tratamento tornando viável o uso, dentro dos parâmetros apresentados, do banho de Zn-5%Al como meio de resfriamento para a austêmpera do ferro nodular.

## **7. PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS**

Como trabalhos futuros, a proposta é visitar o processo com variações de temperatura e tempo de tratamento observando as propriedades finais.

Analisar novas possibilidades de adicionar outro elemento ao Banho de Zn-Al, formando uma liga ternária com maior amplitude de temperaturas de metal líquido possibilitando novos estudos de processo.



## 8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Zimba, J., Simbi, D. J., Chandra, T., Navara, E.; A Dilatometry Study of the Austenitization and Cooling Behavior of Ductile Iron Meant for the Production of Austempered Ductile Iron (ADI). *Materials and Manufacturing Processes* 2004, 19 (5), 907-920.
- [2] Roula, A., Kosnikov, G. A.; Manganese Distribution and Effect on Graphite Shape in Advanced Cast Irons. *Materials Letters* 2008, 62 (23), 3796–3799.
- [3] Seker, U., Hasan, H.; Evaluation of Machinability of Austempered Ductile Irons Interm of Cutting Forces and Surface Quality. *Journal of Materials Processing Technology* 2006, 173, 260-268.
- [4] Toktas, G., Toktas, A., Tayanç, M.; Influence of Matrix Structure on the Fatigue Properties of an Alloyed Ductile Iron. *Materials & Design* 2008, 29 (8), 1600–1608.
- [5] Eric, O., Rajnović, D., Zec, S., Sidjanin, L., Jovanović, M. T.; Microstructure and Fracture of Alloyed Austempered Ductile Iron. *Materials Characterization* 2006, 57 (4-5), 211–217.
- [6] Seker, U., Ibrahim, C., Hasan, H.; The Effect of Alloying Elements on Surface Roughness and Cutting Forces During Machining of Ductile Iron. *Materials and Design* 2003, 24, 47–51.
- [7] Klocke, F., Klöpper, C., Lung, D., Essig, C.; Fundamental Wear Mechanisms when Machining Austempered Ductile Iron (ADI). *CIRP Annals Manufacturing Technology* 2007, 56, 73-76.

- [8] Chang, L. C., Hsui, I. C., Chen, L.H., Lui, T.S.; Effects of Heat Treatment on the Erosion Behavior of Austempered Ductile Irons. *Wear* 2006, 260, 783–793.
- [9] Fernandino, D. O., Massone, J. M., Boeri, R. E.; Characterization of the Austemperability of Partially Austenitized Ductile Iron. *Journal of Materials Processing Technology* 2013, 23 (10), 1801-1809.
- [10] Kim, Y.-J., Shin, H., Park, H., Lim, J. D.; Investigation into Mechanical Properties of Austempered Ductile Cast Iron (ADI) in Accordance with Austempering Temperature. *Materials Letters* 2008, 62, 351-360.
- [10] Putatunda, S. K., Pavan, K., Gadicherla; Influence of Austenitizing Temperature on Fracture Toughness of a Low Manganese Austempered Ductile Iron (ADI) with Ferritic as Cast Structure. *Materials Science and Engineering A* 1999, 268, 15-31.
- [12] Cakir, M. C., Isik, Y.; Investigating the Machinability of Austempered Ductile Irons Having Different Austempering Temperatures and Times. *Materials and Design* 2008, 29, 937-942.
- [13] Yang, J., Putatunda, S. K.; Influence of a Novel Two-Step Austempering Process on the Strain-Hardening Behavior of Austempered Ductile Cast Iron (ADI). *Material Science and Engineering A* 2004, 382, 265-279.
- [14] Yang, J., Putatunda, S. K.; Effect of Microstructure on Abrasion Wear Behavior of Austempered Ductile Cast Iron (ADI) Processed by a Novel Two-Step Austempering Process. *Materials Science and Engineering A* 2005, 406 (1-2), 217-228.
- [15] Putatunda, S. K.; Comparison of the Mechanical Properties of Austempered Ductile Cast Iron (ADI) Processed by Conventional and Step-Down Austempering Process. *Materials and Manufacturing Processes* 2010, 25 (8), 749-757.
- [16] ASTM A536-84: Standard Specification for Ductile Iron Castings. *American Society for Testing and Materials* 2014. ASTM International, USA.

[17] ASTM A897/A897M-06: Standard Specification for Austempered Ductile Iron Castings. American Society for Testing and Materials, ASTM International, USA, 2011.

[18] ASTM E8-13a: Standard Test Methods for Tension Test of Metallic Materials. *American Society for Testing and Materials* 2013. ASTM International, USA.

[19] ASTM E10-07a: Standard Test Methods for Brinell Hardness of Metallic Materials. *American Society for Testing and Materials* 2007. ASTM International, USA.

[20] ASTM E3-01: Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. *American Society for Testing and Materials* 2001. ASTM International, USA.

[21] ASTM E384-99: Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. *American Society for Testing and Materials* 2000. ASTM International, USA.

[22] ASTM A327-11: Standard Test Method for Impact Testing of Cast Irons. *American Society for Testing and Materials* 2011. ASTM International, USA.

[23] Dasgupta, Rk ; Mondal, Dk ; Chakrabarti, Ak ; Ganguli, Ac. Microstructure and Mechanical Properties of As-Cast Ductile Irons Alloyed with Manganese and Copper. *Journal Of Materials Engineering And Performance*, 2012 Aug, Vol.21(8), pp.1728-1736.

[24] Keough, J.R.; Hayrynen, K.L.; Pioszak, G.L. Designing with Austempered Ductile Iron (ADI). *AFS Proceedings* 2010.

[25] Oyetunji, A.; Omole, S.O. Achievement of Nodules in Ductile Iron having Sulphur Content Not Less Than 0,07% Weight. *Annals of the Faculty of Engineering Hunedoara*, 2014, Vol.12(4), pp.42-46

- [26] GHADERI, A.R.; GHADERI, M. ; NILI,A.H.M. ; GHASEMI, H.M. Effect of Graphite Morphologies On The Tribological Behavior of Austempered Cast Iron. *Wear*, August 2003, Vol. 255(1-6), pp.410-416.
- [27] SAHIN Y.; DURAK O. Abrasive wear behaviour of austempered ductile iron. *Materials and Design* 28 (2008) pg. 1844 – 1890.
- [28] CHENG-H. H., JUNG-K. L., RUNG-J.T. Effects of low-temperature coating process on mechanical behaviors of ADI. *Materials Science and Engineering A* 398 (2005) pag. 282–290.
- [29] LUSSOLI, R. J. Efeitos da Adição de Cobre e da Seção da Peça Sobre as Características Microestruturais e Mecânicas de Ferro Fundido Nodular Austemperado. 2003. 98p. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais). Universidade Federal de Santa Catarina.
- [30] Werlang, Armindo Filho; Vaz, Bruno Souza; Santos, carlos Alexandre. Effect of Heat Treatments on Austempered Ductile Irons. *Journal of materials and Manufacturing Processes* (2015) In press. DOI: 10.1080/10426914.2015.1019105
- [31] RAO, L.; TAO, Ww.; WANG, SJ. ; GENG, MP. ; CHENG, Gx. Influence of The Composition Ratio of Manganese and Copper on the Mechanical Properties and the Machining Performance of Ductile iron. *Indian Journal Of Engineering And Materials Sciences*, 2014 Oct, Vol.21(5), pp.573-579
- [32] TRUDEL, A.; GAGNÉ, M. Effect of composition and Heat Treatment Parameters on The Characteristics of Austempered Ductile Irons. Pergamon. Canada. 1997.
- [33] SKALAND, TORBJORN. Inoculation material improves graphite formation in ductile iron. *Modern Casting*, Dec 2001, Vol. 91(12), p.43
- [34] GUESSER, W.L., *Propriedades Mecânicas dos Ferros Fundidos*. São Paulo. Editora Blutcher. 2009.
- [35] CARMO D.J., *Ferro Fundido Nodular Austemperado ADI*. Itaúna: 2001

- [36] ASM Handbook (Revised vol. 1) Metals Handbook. ASM International Handbook Committee. v. 1. Properties and Selection; Iron, Steels and High Performance Alloys, 1990
- [37] TUN, T., LWIN, K.T. Optimizing The Microstructure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron for Automobile Differential Gears. Journal of Metals, Materials and Minerals, Vol. 18 N°2 pp.199-205, 2008.
- [38] ALABI, G.F.A., ALUKO, F.I. Production of Austempered Ductile Iron with Optimum Sulphur level for effective Mechanical Properties. The International Journal of Engineering and Science (IJES) Vol.2, Issue 12, pp. 67-71. 2013.
- [39] PENG, Y.C. ; JIN, H.J. ; LIU, J.H. ; LI, G.L. Influence of cooling rate on the microstructure and properties of a new wear resistant carbidic austempered ductile iron (CADI). Materials Characterization, 2012 Oct, Vol.72, pp.53-58
- [40] DUBAL, G.P. Salt Bath Quenching. Advanced Materials & Processes, 1999 Dec, Vol.156 (6), pp.H23-H28
- [41] BAHMANI, M.; ELLIOTT, R.; VARAHRAM, N. The Relationship Between Fatigue Strength and Microstructure in an Austempered Cu-Ni-Mn-Mo Alloyed Ductile Iron. Journal of Materials Science, 1997, Vol.32(20), pp.5383-5388
- [42] LEE, S. C., LEE, C. C., "The Effects of Heat Treatment and Alloying Elements on Fracture Toughness of Bainitic Ductile Cast Iron", AFS Transactions, vol. 95, pp. 827-838 (1988)
- [43] HARDING, R.A. Austempered Ductile Irons – Gears. Materials and Design. Vol.4. 1985
- [44] Olejarczyk-Wozenska, Adrian, A., Adrian, H., Mrzyglód, B.; Parametric Representation of TTT Diagrams of ADI Cast Iron. Archives of Metallurgy and Materials 2012, 57 (2), 613-617.

[45] SORELMETAL, Austempered Ductile Iron. Publisher Rio Tinto & Titanium. Section IV. Montreal. 1990.

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

[47] Jordan, C.E.; Marder, Ar. The effect of iron oxide as an inhibition layer on iron-zinc reactions during hot-dip galvanizing. *Metallurgical And Materials Transactions B-Process Metallurgy And Materials*, 1998 Apr, Vol.29(2), pp.479-484

[48] ASM Metals Handbook. ASM International Handbook Committee. v. 3. Alloy Phase Diagrams, 1992

[49] Eric, O.; Rajnovic, D.; Sidjanin, L.; Zec, S.; Jovanovic, M.t. An Austempering Study of Ductile Iron Alloyed with Copper. *Journal Of The Serbian Chemical Society*, 2005, Vol.70(7), pp.1015-1022

[50] ASTM E407: Standard Practice for Microetching Metals and Alloys. American Society for Testing and Materials, ASTM International, USA, 2007.

[51] ASTM E2567-14: Standard Test Method for Determining Nodularity And Nodule Count In Ductile Iron Using Image Analysis. *American Society for Testing and Materials* 2014. ASTM International, USA