

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA  
CENTRO TECNOLÓGICO DE JOINVILLE  
CURSO DE ENGENHARIA AUTOMOTIVA

DANIEL EDUARDO BOCKOR

COMPORTAMENTO MECÂNICO E MICROESTRUTURAL DO FERRO FUNDIDO  
NODULAR QUANDO SUBMETIDO A DIFERENTES CONDIÇÕES DE  
TRATAMENTO TÉRMICO

Joinville

2019

DANIEL EDUARDO BOCKOR

COMPORTAMENTO MECÂNICO E MICROESTRUTURAL DO FERRO FUNDIDO  
NODULAR QUANDO SUBMETIDO A DIFERENTES CONDIÇÕES DE  
TRATAMENTO TÉRMICO

Trabalho de Conclusão de Curso  
apresentado como requisito parcial para  
obtenção do título em bacharel em  
Engenharia Automotiva no curso de  
Engenharia Automotiva da Universidade  
Federal de Santa Catarina, Centro  
Tecnológico de Joinville.

Orientador: Dr. Modesto Hurtado Ferrer.

Joinville

2019

DANIEL EDUARDO BOCKOR

COMPORTAMENTO MECÂNICO E MICROESTRUTURAL DO FERRO FUNDIDO  
NODULAR QUANDO SUBMETIDO A DIFERENTES CONDIÇÕES DE  
TRATAMENTO TÉRMICO

Este Trabalho de Conclusão de Curso foi julgado e aprovado como requisito parcial para obtenção do título de bacharel em Engenharia Automotiva na Universidade Federal de Santa Catarina, Centro Tecnológico de Joinville.

**Banca Examinadora:**

Dr. Modesto Hurtado Ferrer  
Universidade Federal de Santa Catarina

Dr. Alexandre Mikowski  
Universidade Federal de Santa Catarina

Me. Ronaldo Bandeira Rodrigues  
Schulz Automotiva S.A.

## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço a Deus por estar presente nos momentos de alegria e por me orientar nos momentos que necessito de sabedoria, além de me fornecer as oportunidades presentes em minha vida.

Eu sou muito grato aos meus pais Irineu e Roselha pelo carinho, apoio e dedicação que tiveram e ainda tem na minha criação e no meu desenvolvimento pessoal.

A minha irmã Aline que sempre se fez presente quando necessitei algum conselho ou algum incentivo, não só durante a execução deste trabalho, como em diversos momentos.

Sou grato também a minha namorada Leticia que me incentiva, e me ajudou muito na reta final de graduação, compartilhando comigo momentos e experiências fantásticas.

Possuo imensa gratidão e admiração pelo meu orientador Prof. Dr. Modesto, que me orientou durante a execução deste trabalho, mas foi muito além disso, me forneceu conselhos e ensinamentos que irei levar para o resto da minha vida. Também não mediu esforços para me proporcionar tudo o que foi necessário para a execução deste trabalho.

Agradeço a empresa Tecnotêmpera, em especial ao Vitor, Luciane e Luciano por ter me fornecido todo o tipo de ajuda solicitada para a realização deste trabalho.

Agradeço a empresa Schulz, em especial ao Ronaldo, Joseane e Gilson por ter me fornecido o material necessário para a execução deste trabalho.

Agradeço a empresa Metalab, em especial ao Márcio por ter me proporcionado meios para a realização deste trabalho.

Agradeço ao instituto Senai por ter me auxiliado na execução deste trabalho.

E por fim, mas não menos importante, agradeço a todos meus amigos que de alguma forma me apoiaram durante a graduação, e gostaria de agradecer de forma especial ao Lucas do Amaral e Tiago Augusto Meurer Müller.

## RESUMO

O ferro fundido nodular austemperado (ADI) é um material de engenharia que vem ganhando notoriedade pela sua combinação excelente de propriedades mecânicas. Essas propriedades estão diretamente ligadas a composição química da liga e dos tratamentos térmicos que o material é submetido. Os tratamentos térmicos modificam a microestrutura formada por feixes de ferrita acicular e austenita retida rica em carbono. Neste trabalho estudou-se o comportamento mecânico e microestrutural de uma liga de ferro fundido nodular comercial, quando submetida a diferentes condições de temperatura e tempo no tratamento de austêmpera e de têmpera e partição. Os tratamentos térmicos consistiram de um pré-aquecimento a 450 °C, seguido da etapa de austenitização a 910 °C por um tempo fixo de 60 min. A austêmpera foi realizada em banho de sais em temperaturas de 320 °C e 380 °C. Para a têmpera e partição, a têmpera foi realizada a 180 °C por 60 segundos e a partição nas mesmas temperaturas da austêmpera. Houve variação do tempo de austêmpera e da partição de 10, 30 e 60 minutos. Para a caracterização mecânica foram realizados ensaios de tração, ensaios de dureza para as amostras em cada condição de tratamento térmico. A caracterização microestrutural das amostras foi realizada com o auxílio das técnicas de microscopia eletrônica por varredura. Os estudos com microscopia eletrônica de varredura revelaram uma microestrutura multifásica predominantemente formada por ausferrita e austenita retida, nas condições experimentais de austêmpera, e por martensita, ausferrita e austenita retida, nas condições experimentais de têmpera e partição. Os resultados obtidos na caracterização mecânica indicam uma grande relação entre a temperatura de austêmpera ou têmpera e partição, indicando que para temperaturas menores proporcionam resistência mecânica maior.

**Palavras-chave:** Ferro Fundido Nodular Austemperado (ADI); Têmpera e Partição; Austêmpera; Propriedades mecânicas; Ausferrita.

## ABSTRACT

The Austempered Ductile Iron (ADI) is an engineering material that has gained important application because it has excellent mechanical properties. These properties are directly connected to the chemical composition of the alloy and the heat treatments, the heat treatments modify the microstructure formed by bundles acicular ferrite and retained austenite rich in carbon. In this work, the mechanical and microstructural behavior of a commercial nodular cast iron alloy was studied, when subjected to different temperature and time in the treatment of austempering and quenching and partitioning. Heat treatments consisted of a preheating at 450 °C, followed by the austenitization step at 910 °C for a fixed time of 60 min. The austempering was carried out in a salt bath at temperatures at 320 °C and 380 °C. For quenching and partitioning, quenching was carried out at 180 °C for 60 seconds and partitioning at the same temperatures as austempering. austempering and partitioning times varied from 10, 30 and 60 minutes. For the mechanical characterization, tensile tests were performed, as well as hardness tests in the samples in each heat treatment condition. The microstructural characterization of the samples was performed with the aid of scanning electronic microscopy techniques. The electronic microscopy studies revealed a multiphase microstructure predominantly formed by ausferrite and austenite retained in the experimental conditions of austempering, and by martensite, ausferrite and retained austenite, under the experimental conditions of quenching and partitioning. The results obtained in the mechanical characterization indicate a great relation between the austempering or partitioning temperature and partition, indicating that for lower temperatures they provide greater mechanical resistance.

**Keywords:** Austempered Ductile Iron (ADI); Quenching and Partitioning; Austempering; Mechanical properties; Ausferrite.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Esquema de classificação para várias ligas ferrosas.....	15
Figura 2 – Microestrutura de ferros fundidos obtidos através de microscopia eletrônica de varredura.....	16
Figura 3 – Diagrama de Fases Ferro – Carbono.....	17
Figura 4 – Comparação da relação entre peso/limite de escoamento entre algumas ligas metálicas.....	19
Figura 5 – Classificação do formato da grafita.....	21
Figura 6 – Influência de elementos de liga no diâmetro máximo para obtenção de uma estrutura austemperada em função da temperatura de austêmpera.....	24
Figura 7 – Efeito no silício no limite de resistência a tração e alongamento por uma hora na temperatura indicada.....	25
Figura 8 – Efeito do molibdênio sobre o limite de resistência à tração, dureza Brinell e alongamento de uma liga com variação da temperatura de austêmpera.....	27
Figura 9 – Representação da influência do Molibdênio em um gráfico TTT.....	28
Figura 10 – Comparação da microestrutura do ADI em sua forma bruta, a) sem adição de cobre, b) com adição de 1% de cobre.....	29
Figura 11 – Influência do Cu sobre o limite de resistência à tração, dureza Brinell e alongamento no ADI.....	30
Figura 12 – Efeito do níquel sobre os parâmetros de limite de resistência à tração, dureza Brinell e alongamento pela temperatura de austêmpera.....	31
Figura 13 – Microestrutura típica de um ferro fundido nodular austemperado, apresentando a ferrita acicular e a austenita estável com um alto teor em carbono. .A - (Austenita), G - (Grafita) e FA - (Ferrita Acicular)	32
Figura 14 – Comparação das propriedades de resistência a tração do ADI e de outras classes de ferros fundidos nodulares.....	34
Figura 15 – Tempo de austenitização em função da temperatura.....	35
Figura 16 – Ciclo térmico do processo de Austêmpera em ferros fundidos nodulares.....	36
Figura 17 – Microestrutura das amostras austemperadas a) 320 °C e b) 380 °C pelo tempo de 60 min com ampliação de 500x. Legenda: G (grafita), FB (ferrita acicular) e M/A (martensita/austenita).....	38

Figura 18 – Diagrama TTT de um processo de austêmpera, demonstrando os dois estágios de transformação. ....	39
Figura 19 – Representação esquemática da formação da ferrita ( $\alpha$ ) a partir de contornos de grão (CG) e surgimento de austenita rica em carbono ( $\gamma_H$ ). ....	40
Figura 20 – Gráfico esquemático apresentando os dois estágios da reação de austêmpera e a janela do processo em função do tempo. ....	41
Figura 21 – Comparativo do limite de resistência e alongamento entre aços Martensíticos (M), Duplex (DP), TRIP, Têmpera e Partição (Q&P). ....	42
Figura 22 – Ciclo esquemático do processo de têmpera e partição. ....	43
Figura 23 – Comparativo entre resistência mecânica à tração e alongamento do ADI, ferro fundido nodular, aço forjado e aço ligado C-Mn forjado. ....	45
Figura 24 – Gráfico dos resultados de propriedades mecânicas para austêmpera em 320 °C e 380 °C. ....	46
Figura 25 – Fluxograma do procedimento experimental deste trabalho. ....	49
Figura 26 – Dimensões dos blocos Y. ....	50
Figura 27 – Esquema para obtenção dos corpos de prova para ensaio de tração. ...	51
Figura 28 – Representação esquemática do processo de austêmpera. ....	52
Figura 29 – Representação esquemática do ciclo de têmpera e partição. ....	54
Figura 30 – Frações da fase sólida em função da temperatura. ....	55
Figura 31 – Diagrama TTT da liga estudada neste trabalho. ....	56
Figura 32 – Diagrama CCT da liga estudada neste trabalho. ....	56
Figura 33 – Fluxograma do processo de tratamento térmico realizado neste trabalho. ....	59
Figura 34 – Corpo de prova amarrado com a ficha de identificação antes de ser submetido ao tratamento térmico. ....	60
Figura 35 – Dimensões do corpo de prova de tração. ....	62
Figura 36 – MEV: Microestrutura de amostra austemperada por 60 min: (a) a 320 °C e (b) a 380 °C. Ataque Nital 4%. Legenda: AF (ausferrita), G (Grafita) e AR (Austenita Retida), 4000x. ....	63
Figura 37 – MEV: Microestrutura da amostra austemperada 380 °C, 60 min. 30.000x. Reagente: Nital 4%. Legenda: AR <sub>B</sub> - Austenita retida em Blocos, AR <sub>FF</sub> – Austenita retida em filmes, FB – Ferrita Bainítica. ....	64
Figura 38 – MEV: Microestrutura das amostras temperadas a 180 °C por 10 s, seguidas de partição a: (a) 320 °C/30 min, (b) 320 °C/60 min, (c) 380 °C/30 min e (d)	



380 °C/60 min. Reagente: Nital 4%, 5000x. Legenda: M- Martensita, AF – Ausferrita, AR- Austenita retida. ....	65
Figura 39 – MEV: Microestrutura das amostras temperadas a 180 °C por 10 s, seguidas de partição a: (a) 320 °C/30 min, (b) 380 °C/30 min. Reagente: Nital 4%, 10.000x. Legenda: Mp- Martensita primária, Mm-Martensita Massiva, AF – Ausferrita, AR- Austenita retida. ....	66
Figura 40 – Relação entre o limite de escoamento e limite de resistência mecânica à tração com o tempo de tratamento térmico de austêmpera e de têmpera e partição. ....	69
Figura 41 – Relação entre o alongamento com o tempo de tratamento térmico de austêmpera e de têmpera e partição.....	70
Figura 42 – Relação entre a dureza Brinell com o tempo de tratamento térmico de austêmpera e de têmpera e partição.....	71

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Classificação dos ferros fundidos conforme norma ASTM A536.....	20
Tabela 2 – Carbono equivalente de acordo com a espessura da peça.....	22
Tabela 3 – Composição química referência dos ferros fundidos austemperados. ....	23
Tabela 4 – Propriedades mecânicas dos ferros fundidos austemperados. ....	33
Tabela 5 – Propriedades do ADI com diferentes temperaturas de austêmpera.....	37
Tabela 6 – Resultado do ensaio de tração da liga 1 obtidos por Silva (2013).....	48
Tabela 7 – Resultado do ensaio de tração da liga 2 obtidos por Silva (2013).....	48
Tabela 8 – Composição química da liga de Ferro fundido nodular, %p. ....	50
Tabela 9 – Comparação da composição química da liga e da austenita no trabalho de Silva (2013) e neste trabalho.....	58
Tabela 10 – Resultados obtidos dos ensaios mecânicos para o processo de Austêmpera.....	67
Tabela 11 – Resultados obtidos dos ensaios mecânicos para o processo de Têmpera e Partição.....	68

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	12
1.1 OBJETIVOS .....	13
<b>1.1.1 Objetivo Geral</b> .....	13
<b>1.1.2 Objetivos Específicos</b> .....	13
<b>2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA</b> .....	15
2.1 FUNDAMENTOS DOS FERROS FUNDIDOS .....	15
<b>2.1.1 Microconstituintes dos ferros fundidos</b> .....	17
2.2 FERRO FUNDIDO NODULAR .....	18
<b>2.2.1 Propriedades mecânicas do ferro fundido nodular</b> .....	20
<b>2.2.2 Composição Química dos Ferros Fundidos Nodulares Austemperados</b> ..	22
<b>2.2.3 Efeitos dos elementos químicos</b> .....	23
2.2.3.1 Silício.....	24
2.2.3.2 Manganês.....	25
2.2.3.3 Molibdênio.....	26
2.2.3.4 Cobre.....	28
2.2.3.5 Níquel.....	30
2.3 FERRO FUNDIDO AUSTEMPERADO .....	32
2.4 TRATAMENTO TÉRMICO EM FERROS FUNDIDOS NODULARES .....	34
<b>2.4.1 Austêmpera</b> .....	35
<b>2.4.2 Transformações de fase durante a Austêmpera dos Ferros Fundidos Nodulares</b> .....	38
2.4.2.1 Estágio I.....	40
2.4.2.2 Estágio II.....	41
<b>2.4.3 Têmpera e partição</b> .....	42
2.5 PROPRIEDADES MECÂNICAS DO ADI.....	44

2.6 PROPRIEDADES MECÂNICAS DO FERRO FUNDIDO NODULAR APÓS TÊMPERA E PARTIÇÃO .....	46
<b>3 MATERIAIS E MÉTODOS .....</b>	<b>49</b>
3.1 MATERIAIS .....	50
3.2 MÉTODOS EXPERIMENTAIS .....	52
3.2.1 Tratamento Térmico .....	52
3.2.2 Simulações numéricas.....	54
3.2.3 Preparação metalográfica.....	60
3.2.4 Microscopia Eletrônica de Varredura .....	61
3.2.5 Ensaio de Dureza Brinell .....	61
3.2.6 Ensaio de tração .....	61
<b>4 RESULTADOS OBTIDOS.....</b>	<b>63</b>
4.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL NO ESTADO AUSTÊMPERA .....	63
4.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL NO ESTADO DE TÊMPERA E PARTIÇÃO.....	65
4.3 CARACTERIZAÇÃO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO .....	67
<b>5 CONCLUSÕES .....</b>	<b>72</b>
<b>6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>74</b>

## 1 INTRODUÇÃO

Na indústria automotiva, assim como em diversos outros setores, há uma necessidade intrínseca para melhorar o desempenho de um produto. Pesquisas são realizadas para encontrar novos materiais ou aprimorar os materiais já conhecidos de forma a otimizar o seu uso, sendo um material mais leve, com menor custo, com melhor propriedade mecânica, mais conforto ao usuário e redução nos gases poluentes.

Um material que tem ganhado notoriedade é o ferro fundido nodular, ele possui diversas aplicações no setor automotivo, mineração, construção civil e agrícola. Suas ótimas qualidades de fundição e excelentes propriedades mecânicas associados ao baixo custo de produção faz o ferro fundido nodular ganhar espaço no mercado atual. Dedicção em pesquisa neste material tem possibilitado a melhoria ainda maior das propriedades mecânicas através de processos tecnológicos como adição de elementos de liga ou por processo de tratamento térmico (PUTATUNDA, 2001; RODRIGUES, 2016).

O ferro fundido nodular quando submetido ao tratamento térmico de austêmpera é comumente conhecido por ADI (*Austempered Ductile Iron*), sigla em inglês para ferro fundido austemperado, este material proporcionou um novo impulso nas aplicações de construção mecânica. As vantagens do ADI podem ser citadas como baixo custo da matéria-prima e fácil fundibilidade, assim permite obter peças com as dimensões próximas das dimensões finais, menor massa específica, cerca de 10% menor que dos aços e seu baixo consumo de energia na produção, em torno de 50% menor se comparado com a fabricação de um material de aço forjado. Essas características tornam o ADI uma excelente opção para os engenheiros (PUTATUNDA, 2003; RAMOS, 2008; RODRIGUES, 2016; TRUDEL; GAGNÉ, 1997).

O ADI é obtido através de uma liga de ferro fundido nodular que passa por um processo isotérmico, que consiste na etapa de austenitização seguida de um resfriamento rápido até alcançar temperaturas no campo bainíticos, entre 240 e 400 °C. A microestrutura resultante deste processo é conhecida como “Ausferrita”, onde é

constituída de feixes de ferrita acicular e austenita retida rica em carbono, microestrutura esta, que proporciona alto desempenho se comparado com demais materiais ferrosos (KEOUGH, 2002, RODRIGUES, 2016).

As propriedades mecânicas e microestrutura do ADI estão diretamente ligadas as condições de tratamento térmico que as peças foram submetidas. Tendo este conhecimento, é de suma importância estudar e analisar as variáveis do processo de tratamento térmico.

Neste contexto, no trabalho será estudado o comportamento mecânico e microestrutural de uma liga de ferro fundido nodular, quando submetida a duas rotas de tratamento térmico: na primeira rota o tempo e temperatura de austêmpera no processo de austêmpera e na segunda rota o tempo e temperatura da partição no processo de têmpera e partição.

## 1.1 OBJETIVOS

### 1.1.1 Objetivo Geral

Caracterizar o comportamento mecânico e microestrutural de uma liga de ferro fundido nodular quando submetida a condições diferentes de austêmpera e de têmpera e partição.

### 1.1.2 Objetivos Específicos

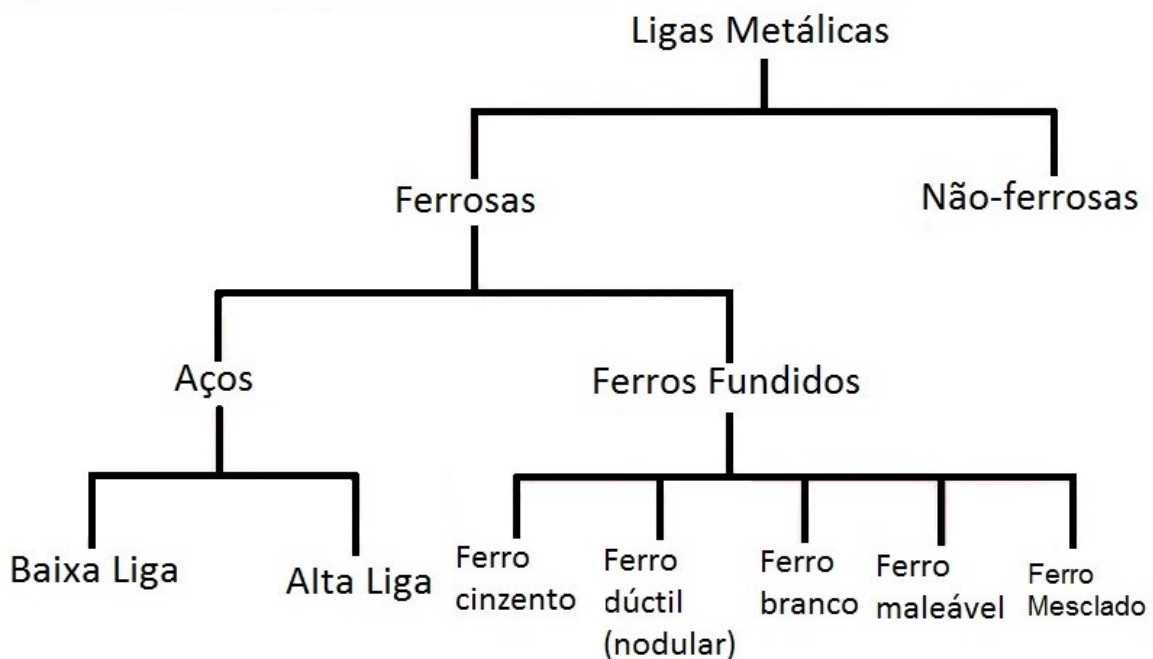
- Realizar experimentos do processo de austêmpera e têmpera e partição variando os parâmetros de tempo e temperatura;
- Caracterizar o comportamento mecânico através do ensaio de tração em corpos de prova tratados em cada condição de austêmpera e têmpera e partição;
- Caracterizar a microestrutura em algumas condições de tratamento térmicos;
- Avaliar a influência da temperatura e tempo da etapa de austêmpera nas propriedades mecânicas do ADI;
- Avaliar a influência da temperatura e tempo da etapa de austêmpera na microestrutura do ADI;

- Avaliar a influência da temperatura e tempo da etapa de têmpera e partição nas propriedades mecânicas do ADI;
- Avaliar a influência da temperatura e tempo da etapa de têmpera e partição na microestrutura do ADI;
- Relacionar a dureza obtida após o tratamento térmico de austêmpera e têmpera e partição com os parâmetros definidos de temperatura e tempo.

## 2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Ligas metálicas em virtude de sua composição, podem ser divididas em duas grandes categorias, as ligas ferrosas e não-ferrosas, sendo que as ligas ferrosas são amplamente utilizadas para construção mecânica, dentre as ligas ferrosas, estão divididas duas grandes classes, os ferros fundidos e os aços, e dentro dos ferros fundidos ainda existe a subdivisão, como mostra a Figura 1.

Figura 1 – Esquema de classificação para várias ligas ferrosas.



Fonte: Callister (2008).

### 2.1 FUNDAMENTOS DOS FERROS FUNDIDOS

O ferro fundido foi descoberto em meados do ano de 500 e em 1388 há indícios da sua comercialização. Essa liga tem sido a mais utilizada em aplicações tribológicas entre os metais. Possui grande aplicação nos setores da engenharia automotiva e, também, mecânica pois oferecem custos de produção relativamente baixos, propriedades mecânicas satisfatórias e além de boa resistência a corrosão em altas temperaturas (FRANCKLIN, 2009).

Os ferros fundidos são ligas ferro-carbono que apresentam quantidade de carbono superior a 2,1%, mais comum a utilização da faixa entre 3 e 4,5%

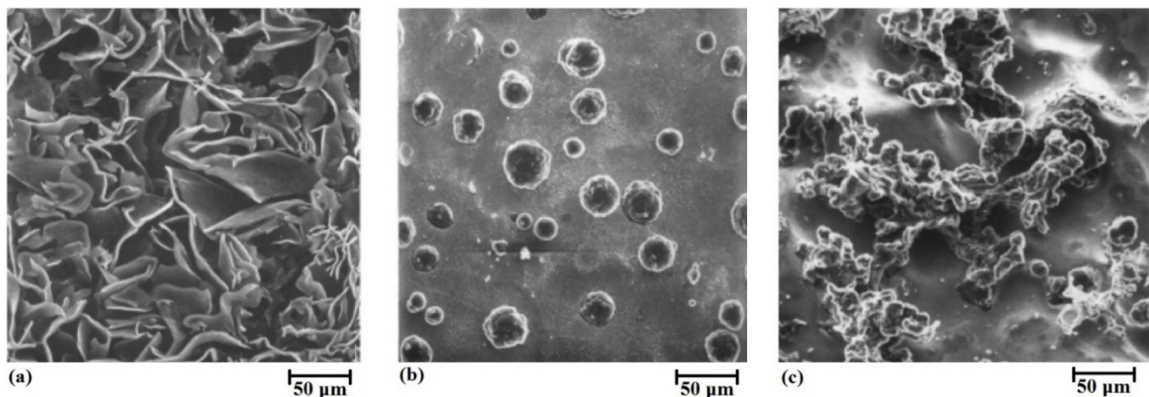


(CALLISTER, 2008). Porém os ferros fundidos comumente apresentam outros elementos como o silício, manganês, fósforo e enxofre (SOUZA, 2012).

Pela quantidade de carbono presente na composição químicas destas ligas, o mesmo se encontra parcialmente livre, sendo que a disposição deste carbono livre pode apresentar diversos formatos, que são influenciados pelos elementos químicos presentes e, também, o resfriamento do mesmo (CALLISTER, 2008).

A classificação pode ser atribuída de acordo com a matriz, morfologia, quantidade e distribuição da grafita e tratamentos térmicos (CHIAVERINI, 1996). Na Figura 2 podemos ver exemplos de ferro fundido (a) cinzento, (b) Nodular e (c) vermicular.

Figura 2 – Microestrutura de ferros fundidos obtidos através de microscopia eletrônica de varredura.



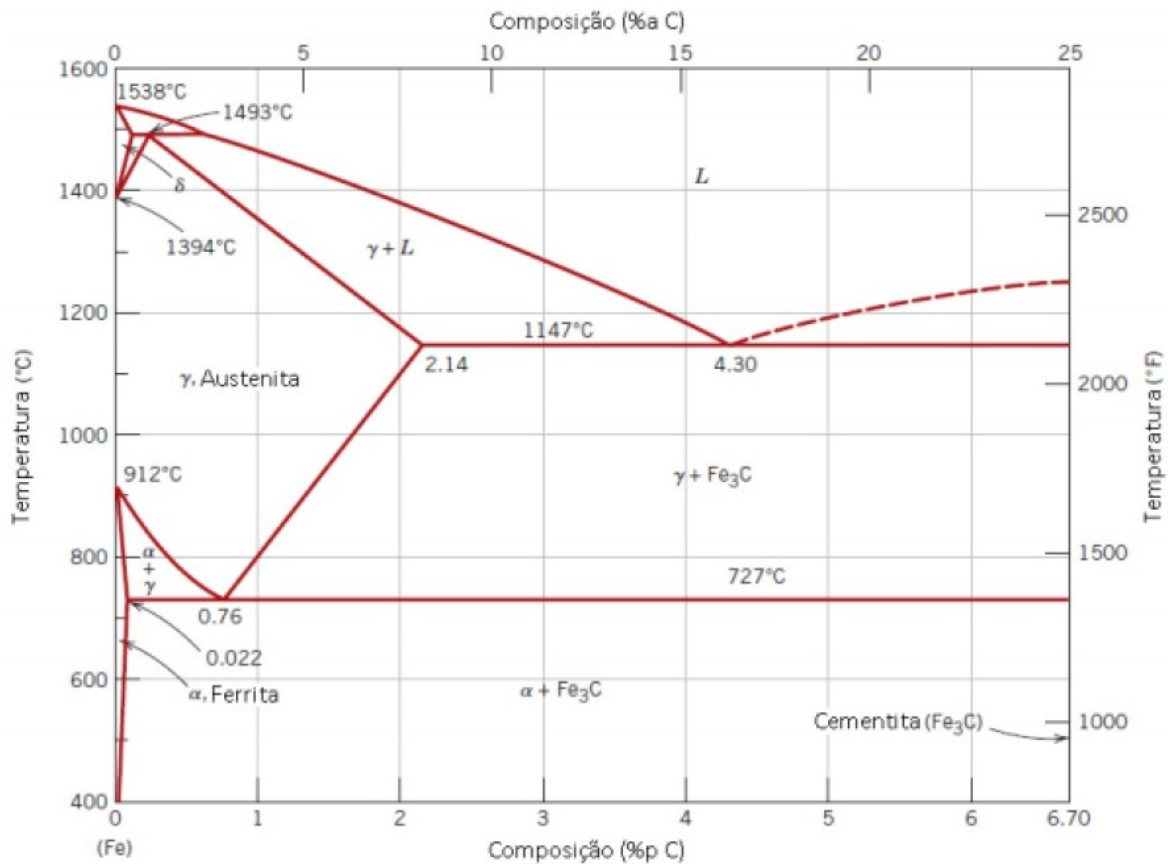
Fonte: Adaptado de Voort (2004).

A obtenção do ferro fundido branco é através de elevadas taxas de resfriamento, grande parte do carbono está disperso em carbonetos na estrutura do material. O ferro fundido cinzento é o mais abundante desta classe de material e a grafita está dispersa em formatos de veios conforme a Figura 2 (a). A grafita dispersa em formatos de nódulos é característica dos ferros fundidos nodulares, ilustrado na Figura 2 (b). O ferro fundido vermicular gerado com combinações de elementos de ligas, com destaque para o magnésio e titânio, a dispersão da grafita se dá em formas intermediárias entre os nódulos e veios, estrutura vista na Figura 2 (c).

### 2.1.1 Microconstituintes dos ferros fundidos

Para compreender melhor os microconstituintes do ferro fundido é necessário conhecer o diagrama de fases do Fe-C. A Figura 3 demonstra o diagrama de equilíbrio do Fe-Fe<sub>3</sub>C, que limita a quantidade de carbono em 6,7%, fase conhecida como cementita.

Figura 3 – Diagrama de Fases Ferro – Carbono.



Fonte: Callister (2008).

Os aços e ferros fundidos possuem propriedades mecânicas distintas, porém ambos materiais possuem alguns microconstituintes em comum, pode ser: a cementita, ferrita e perlita, a grande diferença são as grafitas que estão presentes somente nos ferros fundidos.

Os principais microconstituintes que podem estar presentes nos ferros fundidos, associados desde a solidificação até o resfriamento total, estão a seguir:

- Ferrita (ferro- $\alpha$ ): morfologia do ferro puro, contém em solução frações de carbono, essa fase é estável abaixo de 910 °C e se cristaliza na estrutura CCC, a

característica dessa fase é a baixa dureza, algo em torno de 80 HB (NASCIMENTO, 2009).

- Perlita: Estrutura composta por placas de ferrita e cementita dispostas alternadamente. As propriedades mecânicas desta fase é a combinação entre as duas fases presentes (NASCIMENTO, 2009).

- Grafita: fase constituída puramente de carbono, possui baixo limite de resistência na ordem de 1 N/mm<sup>2</sup>. A grande quantidade de grafita por unidade de volume diminui o limite de resistência a tração, dureza, por outro lado esta fase melhora a usinabilidade e aumenta a dissipação de calor (NASCIMENTO, 2009).

## 2.2 FERRO FUNDIDO NODULAR

O Ferro fundido nodular surgiu próximo da metade do século XX, no laboratório da Companhia Internacional de Pesquisas de Níquel, Keith e Dwight Millis. Durante alguns experimentos, foi adicionado magnésio (através de uma liga de Cobre-Magnésio) junto ao ferro fundido cinzento. Foi observado que o ferro fundido solidificado não apresentava mais grafita no formato de veios, o formato da grafita era na forma de esferóides (MAGALHÃES, 2011).

O ferro fundido nodular pode ser fabricado ainda na etapa de fusão, normalmente é adicionado sucata de aço (com intuito de balancear o C), retorno de fundição (reciclagem de canais, maçalotes, peças refugadas), gusa (fornece o carbono para a liga), havendo necessidade, é feita a correção da composição químicas utilizando ferro liga (SOUZA, 2012).

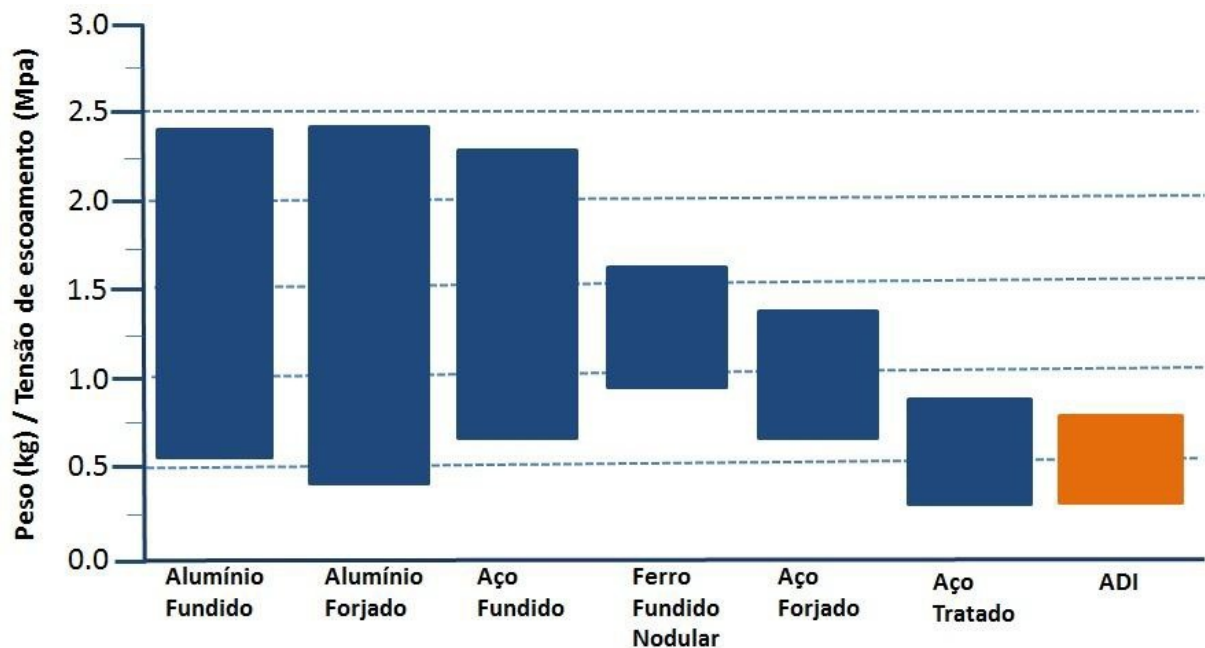
Segundo Baracho (2017), antes do ferro fundido ser vazado é necessário retirar uma amostra do metal líquido para análise da composição química. O corpo de prova possui formato de moeda e deve ser coquilhada, para uma análise com maior confiabilidade, a composição química é verificada através de um espectrômetro.

É necessário de alguns procedimentos ainda na etapa de fusão do material para garantir qualidade a liga. O primeiro é a inoculação, é adicionado liga de Fe-Si que tem como objetivo a formação da grafita (evitando a formação do ferro branco), normalmente é adicionado um inoculante pouco tempo antes do vazamento do metal líquido no molde. O segundo processo é a nodularização, para esta etapa são adicionados ligas nodularizantes (ricas em Si e Mg), a adição destes elementos

dessulfuram e desoxidam o banho e, também, visa a nucleação e expansão da grafita esferoidal (BARACHO, 2017 e SOUZA, 2012).

Em função da grafita estar dispersa em nódulos, a liga possui como principais características alta ductilidade, alta tenacidade, resistência mecânica, menor densidade em comparação com os aços, uma boa relação entre densidade e limite de escoamento, conforme pode ser visto na Figura 4, excelente usinabilidade no estado bruto, o que confere ao item ganhos de produtividade com menor desgaste de ferramentas de corte, boa capacidade de amortecimento devido a presença da grafita e menores índices de ruído durante o uso, os ferros fundidos nodulares estão sendo utilizados de forma crescente na indústria.

Figura 4 – Comparação da relação entre peso/limite de escoamento entre algumas ligas metálicas.



Fonte: Novel e Jekova apud Rodrigues, (2016).

O processo de fabricação do ferro fundido também é mais vantajoso no aspecto econômico em comparação ao dos aços. O processo de fundição também permite a confecção de peças com geometrias complexas próximas das dimensões finais (BALZER, 2003).

O material no estado bruto já tem grande empregabilidade no setor automotivo e agrícola, com destaque em peças estruturais, porém os ferros fundidos podem

passar por um processo de tratamento térmico que otimiza algumas propriedades mecânicas.

### 2.2.1 Propriedades mecânicas do ferro fundido nodular

O ferro fundido nodular pode apresentar diversas microestruturas na sua matriz, sendo eles os ferros fundidos nodulares ferrítico, ferro fundido nodular ferrítico-perlítico, ferro fundido perlítico, ferro fundido nodular martensítico, ferro fundido nodular bainítico, ferro fundido nodular austenítico e ferro fundido nodular austemperado (MAGALHÃES, 2011).

Cada morfologia do ferro constituído na matriz caracteriza propriedades mecânicas distintas para a liga. A norma ASTM A536 classifica os ferros fundidos nodulares de acordo com a matriz. As propriedades mecânicas de cada constituinte microestrutural está ilustrada na Tabela 1.

Tabela 1 – Classificação dos ferros fundidos conforme norma ASTM A536.

Classe	Microestrutura	Limite de resistência, mínimo (MPa)	Tensão de escoamento, mínimo (MPa)	Alongamento, mínimo (%)
60-40-18	Ferrita	414	276	18
65-45-12	Ferrita + perlita	448	310	12
80-55-06	Ferrita + perlita	552	379	6,0
100-70-03	Perlita	689	483	3,0
120-90-02	Perlita + martensita	827	621	2,0

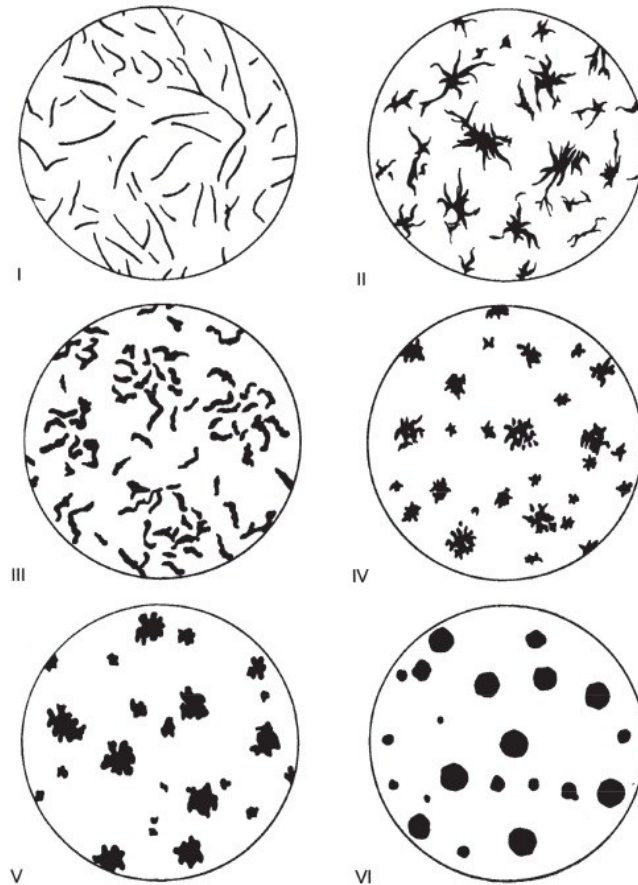
Fonte: Adaptado de ASTM A536 (2014).

Não é apenas a morfologia do ferro que influencia o comportamento mecânico dos ferros fundidos. Magalhães (2011) descreve alguns princípios que podem modificar as propriedades mecânicas da liga, sendo estes:

- Formato da grafita: a fase de grafita presente nos ferros fundidos nodulares interrompe a continuidade da matriz, por isso dificulta a propagação de trincas, característica que não é observada em ferros fundidos cinzentos, pois a grafita está presente em formato de veios, formato que favorece a propagação das trincas. O formato da grafita é classificado de acordo com a Norma ISO 945-1 de 2008,

conforme Figura 5. Para ser classificado o ferro fundido nodular, é necessário que pelo menos 80% da grafita tenha o formato V e VI (MAGALHÃES, 2011).

Figura 5 – Classificação do formato da grafita.



Fonte: Norma ISO 945-1 (2008).

- Quantidade de nódulos: essa característica normalmente é expressa por unidade de área. Geralmente uma quantidade elevada de nódulos indica boas qualidades metalúrgicas, porém segundo Silva (2005), o excesso do número de nódulos pode resultar na diminuição das propriedades mecânicas.

- Volume da grafita: o aumento do tamanho da grafita é justificado pela adição do percentual de carbono da liga, com o aumento do volume da grafita há diminuição no módulo de elasticidade do ferro fundido (MAGALHÃES, 2011).

- Geometria da peça fundida: a seção da peça tem influência no volume e na quantidade dos nódulos, pois seções menores possuem maiores taxas de resfriamento que favorecem a precipitação da grafita (SCHEGOSCHESKI, 2017).

- Efeito da matriz: a matriz dos ferros fundidos determina as propriedades mecânicas, boa formação de nódulos (geometria, volume e quantidade apropriada), é importante possuir baixa porosidade para melhores propriedades mecânicas. Se destaca a presença da matriz ferrítica e/ou perlítica nos ferros fundidos nodulares (MAGALHÃES, 2011).

- Elementos de liga: diversos elementos de liga podem ser adicionados no ferro fundido para auxiliar na obtenção de uma determinada propriedade mecânica, como é o caso do cobre que aumenta a temperabilidade da liga e também é um elemento perlitizante (JÚNIOR, 2009).

### 2.2.2 Composição Química dos Ferros Fundidos Nodulares Austemperados

Os ferros fundidos nodulares austemperados possuem a mesma base da composição química dos ferros fundidos nodulares convencionais. Elementos de liga como Cu, Ni, Mn e Mo são adicionados individualmente ou uma combinação de dois ou mais elementos com objetivo de aprimorar a austemperabilidade da liga. Essa adição se faz necessária para peças que possuem grandes espessuras, fato que diminui a taxa de resfriamento durante o tratamento térmico de austêmpera, caso não tenha a adição destes elementos, há possibilidade de formação de fases indesejáveis durante a austêmpera (KOVACS, 1990).

Segundo Rodrigues (2016), o ADI possui comportamento de resfriamento que pode variar de acordo com a espessura da peça, desta forma, é necessário controlar o carbono equivalente de acordo com Tabela 2.

Tabela 2 – Carbono equivalente de acordo com a espessura da peça.

Espessura (mm)	Carbono Equivalente (%)
$\leq 13$	4,4 - 4,6
$13 < e \leq 50$	4,3 - 4,6
$> 50$	4,3 - 4,5

Fonte: Adaptado de Elliot (1988).

A ideia do carbono equivalente (CE) é utilizado para caracterizar o efeito do Si nas propriedades mecânicas e transformações estruturais dos ferros fundidos com elevada quantidade deste elemento (CHIAVERINI, 2008). A fórmula do carbono equivalente pode ser vista na equação a seguir.

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

A utilização dos elementos químicos é sugerida por Benam (2015) conforme Tabela 3 para peças fabricadas em ferro fundido nodular que será austemperado.

Tabela 3 – Composição química referência dos ferros fundidos austemperados.

Elemento	Peso mínimo (%)	Peso máximo (%)
C	3,0	3,7
Si	2,1	3,2
P	-	0,03
S	-	0,03
Mn	-	0,3
Mo	-	0,3
Ni	-	2,0
Cu	-	0,8

Fonte: Adaptado de Benam (2015).

### 2.2.3 Efeitos dos elementos químicos

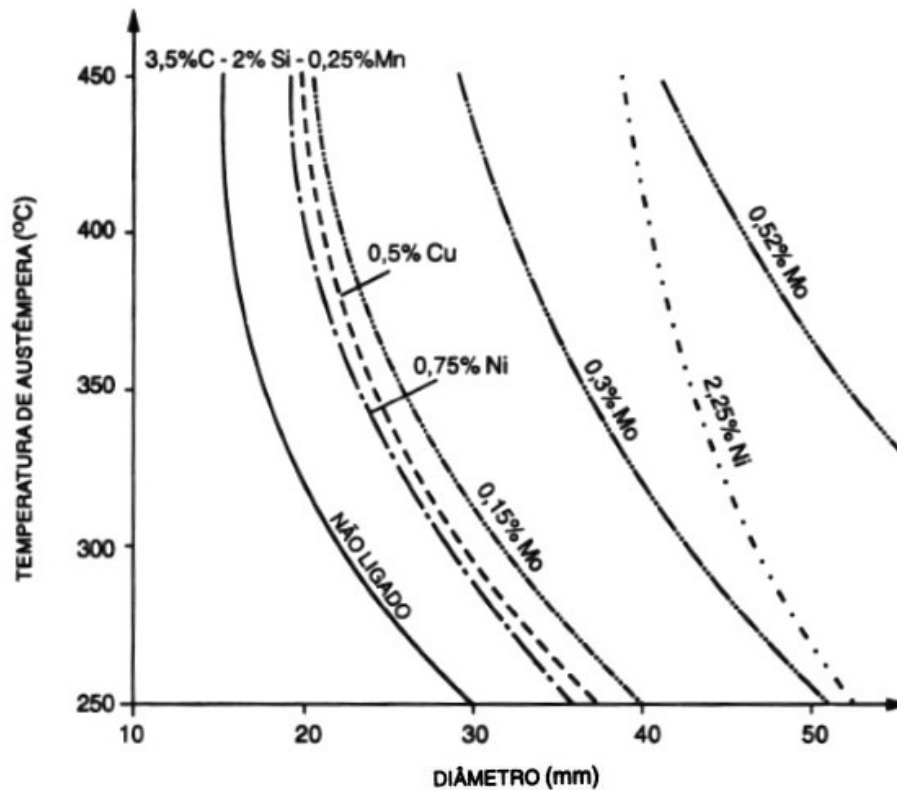
De acordo com Chiaverini (2008), os elementos de liga são introduzidos nos ferros fundidos nodulares para conferir determinada característica para o material. Os elementos de liga podem ser adicionados individualmente ou combinados, sendo que um determinado elemento de liga pode aprimorar uma propriedade e prejudicar outra.

Para aplicação dos ferros fundidos nodulares que possuem espessura acima de 19 mm e serão tratadas termicamente, se faz necessária a adição de elementos de liga para melhorar o controle na cinética de transformações de fase e evitar a formação de microconstituintes indesejáveis (TRUDEL & GAGNÉ, 1997).

A adição de elementos como o Cu, Ni e Mo, individualmente ou combinados, aumenta a temperabilidade e a austemperabilidade da liga, possibilitando a obtenção de estruturas sem a presença de perlita para seções maiores de peça, como mostra a Figura 6 (BARACHO, 2017).



Figura 6 – Influência de elementos de liga no diâmetro máximo para obtenção de uma estrutura austemperada em função da temperatura de austêmpera.



Fonte: Tartera (1986).

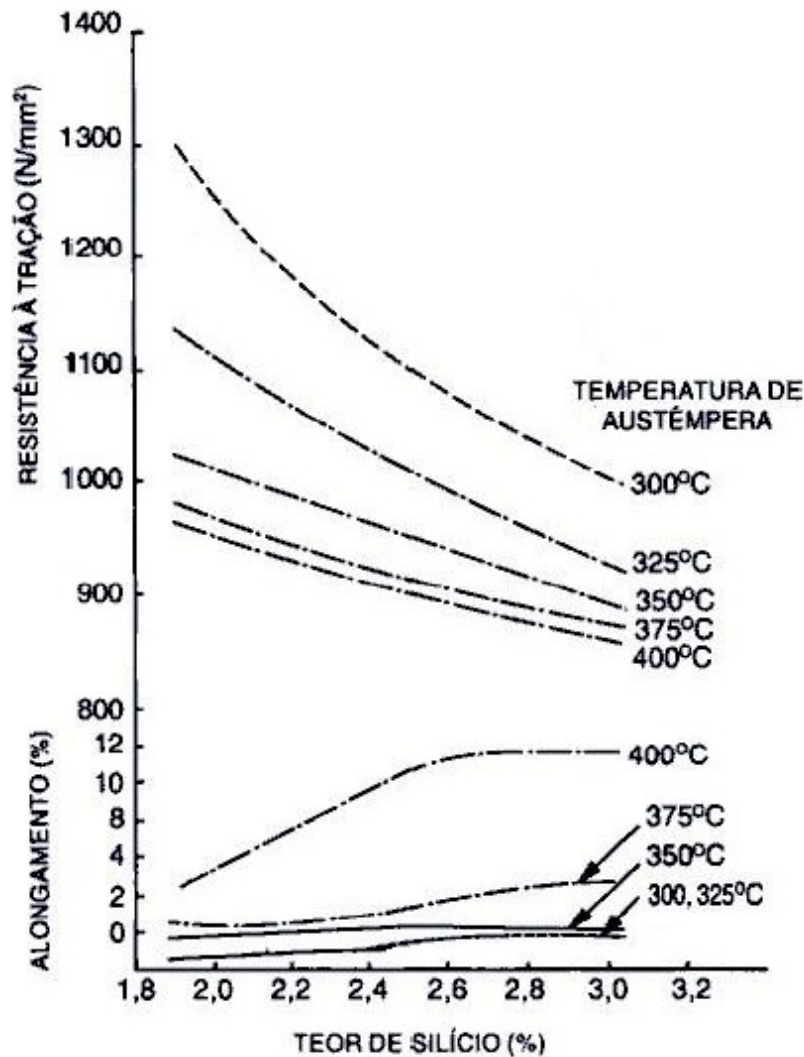
### 2.2.3.1 Silício

O silício tem grande importância no ferro fundido, pois sua influência na difusividade do carbono é maior que qualquer outro elemento, também possui característica de grafitizante, e se encontra em altas concentrações próximas as dendritas ou nódulos de grafita (BARACHO, 2017).

Conforme Júnior (2009), o silício também possui boas características para o processo de austêmpera, sendo que diminui a solubilidade do carbono e acelera a difusão do carbono na austenita. Os dois efeitos favorecem a nucleação e expansão da ferrita acicular na matriz austenítica, acelerando o primeiro estágio da reação e diminui a quantidade de austenita estável na matriz ausferrítica.

Com o aumento do Silício diminui o limite de resistência à tração, porém o alongamento aumenta, este comportamento pode ser visto na Figura 7.

Figura 7 – Efeito no silício no limite de resistência à tração e alongamento por uma hora na temperatura indicada.



Fonte: Adaptado de Morgan (1987).

### 2.2.3.2 Manganês

Kovacs (1991) afirma que, o Mn diminui a temperatura de austenitização e a difusividade do carbono na austenita. Esse elemento é conhecido pelo grande aumento da temperabilidade da liga. O manganês segrega com muita intensidade para os contornos das células eutéticas, influenciando negativamente a austêmpera.

Durante a solidificação, o Mn segrega para os contornos de grão na forma de carbonetos de ferro-manganês. Pelo retardo causado na temperabilidade da liga esse elemento, em grandes quantidades, influencia a heterogeneidade da matriz austemperada. Essas regiões podem se transformar em martensita após o

resfriamento nas temperaturas de austêmpera. O limite do teor de Mn nos ferros fundidos nodulares austemperados não deve exceder 0,3% (LUSSOLI, 2003 e TRUDEL e GAGNÉ, 1997).

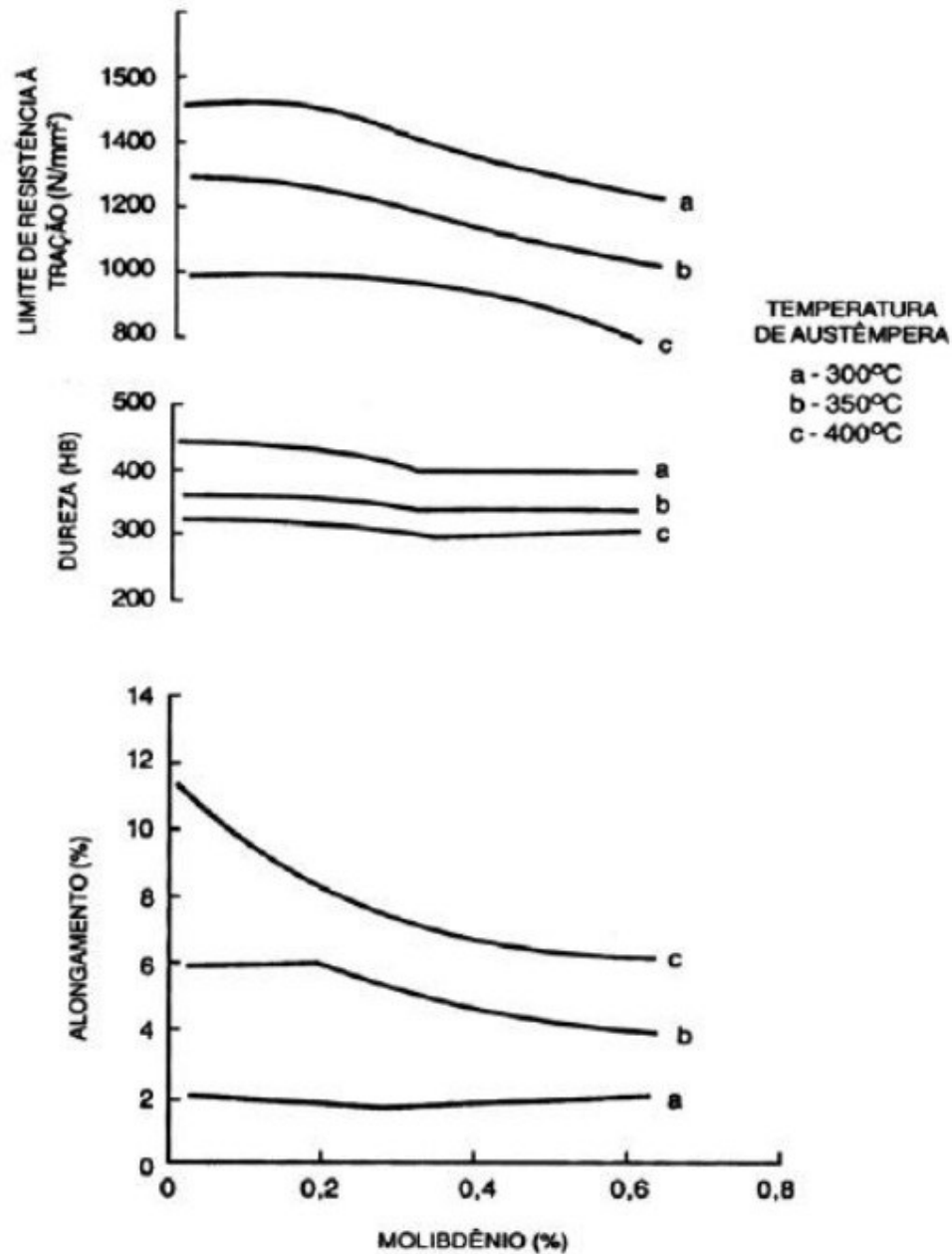
O Manganês estabiliza a austenita e atrasa a nucleação da ferrita acicular, efeito que diminui a velocidade de crescimento na austenita, portanto em áreas ricas de Mn, a reação da austêmpera é retardada, podendo gerar uma rede contínua de austenita retida, sendo que esta fase não estabilizada diminuem-se as propriedades mecânicas da peça (KOVACS, 1991).

### 2.2.3.3 Molibdênio

O Mo é o elemento químico que possui maior influência no aumento da temperabilidade da liga, de modo semelhante ao Si, este elemento segrega em contornos de grão formando carbonetos. Os carbonetos que possuem molibdênio na sua composição possuem baixa ductilidade, apresentam perda da resistência ao impacto e também dificultam a usinabilidade, normalmente o Mo é combinado com o Ni e/ou Cu e sua concentração não deve exceder 0,2% (TRUDEL e GAGNÉ, 1997).

Com o aumento da quantidade de Mo o limite de resistência a tração, o alongamento e até mesmo a dureza do material tendem a diminuir, como pode ser visto na Figura 8. Este elemento aumenta a temperatura de austenitização e atrasa as transformações na austêmpera. Em quantidades acima de 0,3% o molibdênio propicia o aparecimento de grandes quantidades de austenita metaestável, que podem transformar em martensita durante o resfriamento ou decorrente de esforços mecânicos (BARACHO, 2017).

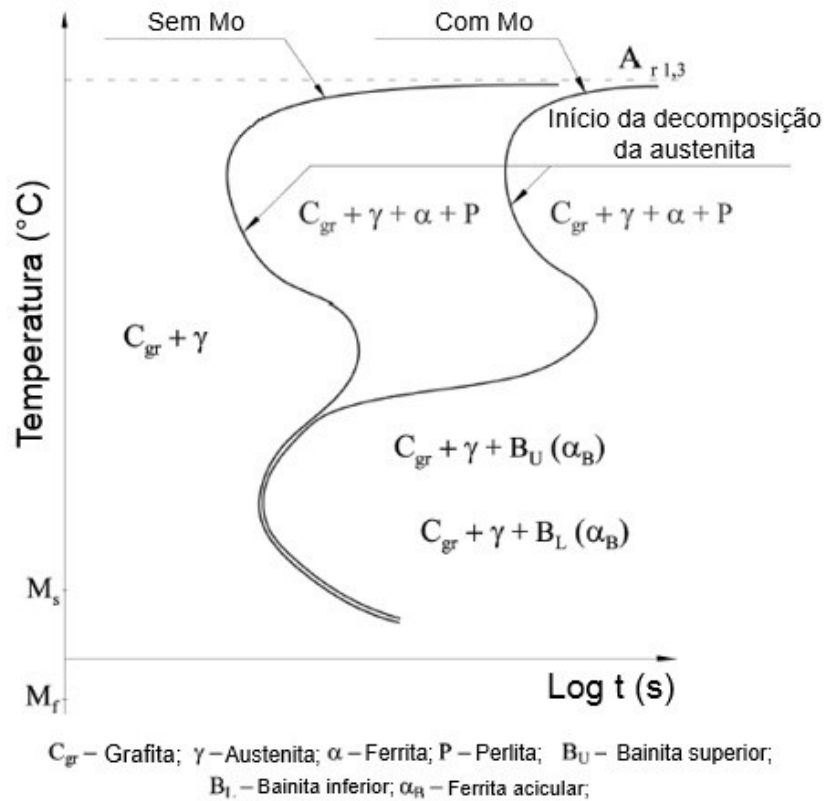
Figura 8 – Efeito do molibdênio sobre o limite de resistência à tração, dureza Brinell e alongamento de uma liga com variação da temperatura de austêmpera.



Fonte: Elliot (1988).

O molibdênio aumenta a estabilidade da austenita na faixa de transformação da perlita, entretanto, como pode ser observado na Figura 9, não apresenta grandes alterações na faixa da transformação bainítica. O Mo também possui um grande efeito de atrasar o segundo estágio na reação de austêmpera, devido a redução do carbono na austenita, o que aumenta o tempo do processo (ELLIOTT, 1988).

Figura 9 – Representação da influência do Molibdênio em um gráfico TTT.



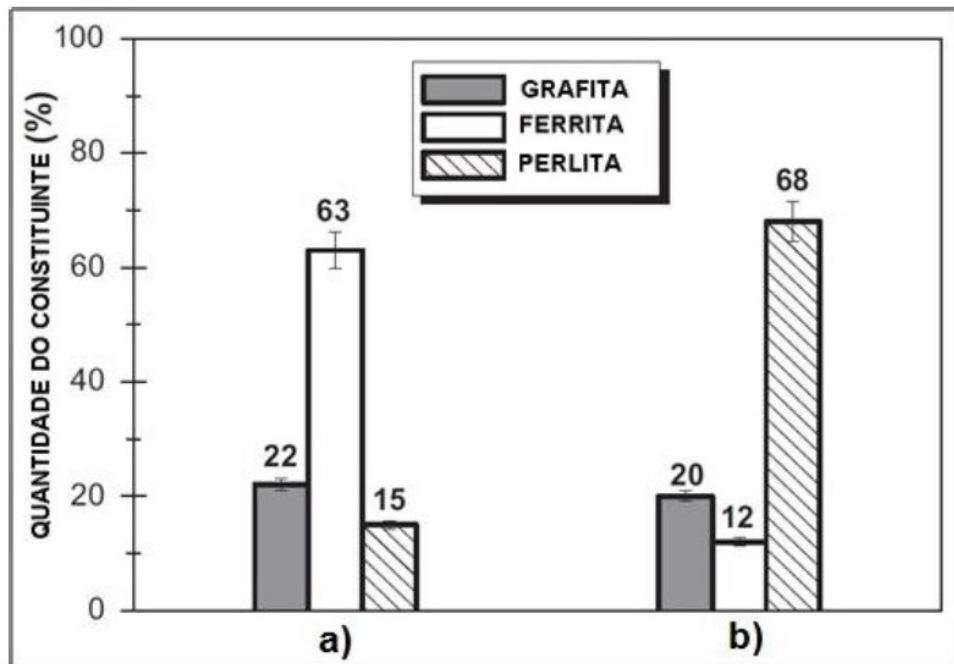
Fonte: Gumienny (2015).

#### 2.2.3.4 Cobre

O cobre tem efeito grafitizante na reação eutética e perlitizante na reação eutetóide. Em comparação com o Mo e Mn, apresenta menor influência na temperabilidade da liga, mas com vantagem que o Cu não forma carbonetos (RODRIGUES, 2016).

O efeito perlitizante ocorre na liga pois o cobre dificulta a difusão de carbono na austenita. Ele age na interface da grafita/metal como segregação o que impede a difusão do carbono para o nódulo, como consequência forma uma matriz perlítica, conforme pode ser visto na Figura 10 (RODRIGUES, 2016).

Figura 10 – Comparação da microestrutura do ADI em sua forma bruta, a) sem adição de cobre, b) com adição de 1% de cobre.



Fonte: Cheng e Kuan (2011).

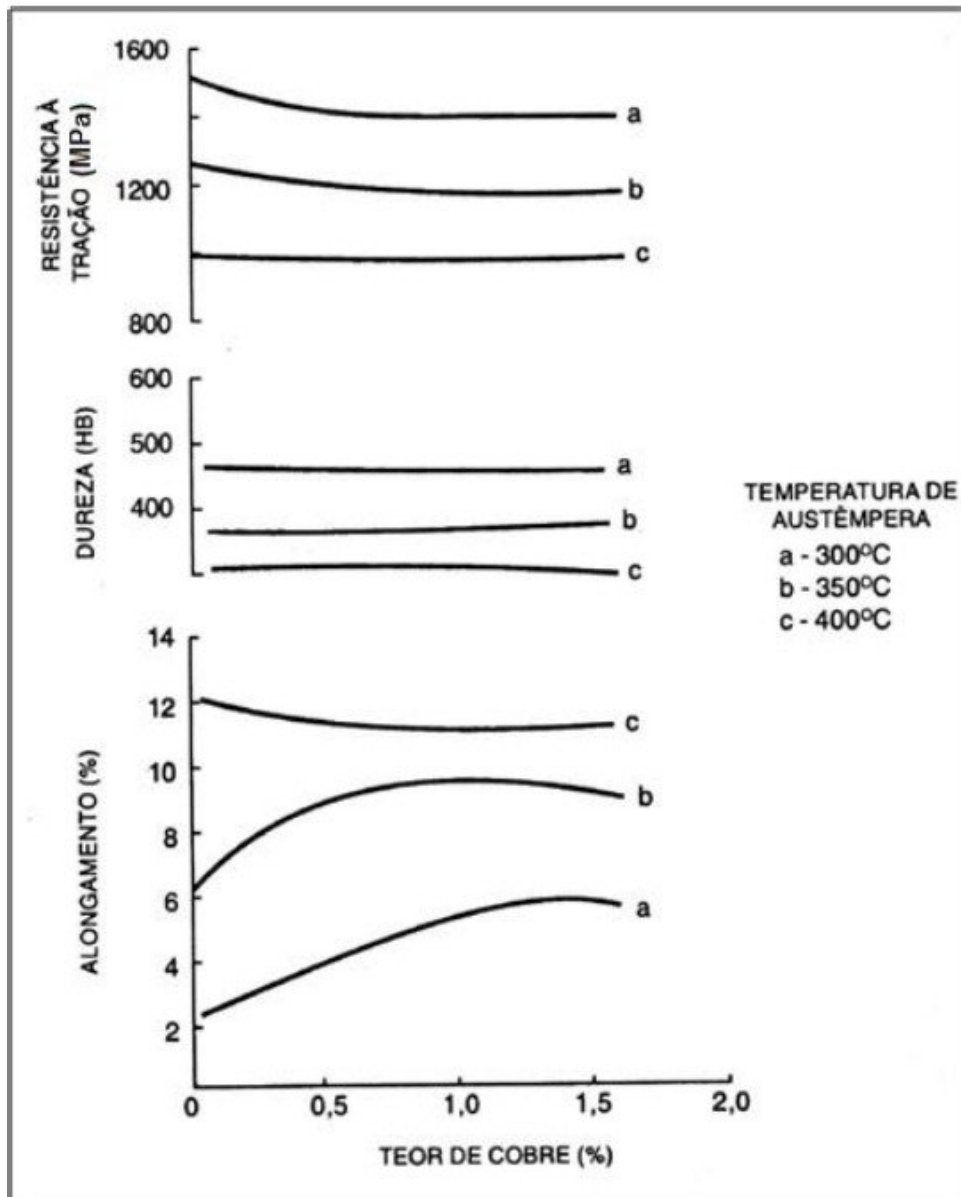
A efetividade do cobre em aumentar a temperabilidade da liga sem comprometer as propriedades mecânicas, em especial o alongamento é utilizar teores menores que 0,8% (SILVA, 2005).

Kovacs (1991) afirma que uma matriz perlítica refinada eleva a taxa de nucleação de austenita durante o processo de austenitização, fazendo uma redução no tempo necessário para a austenitização total da liga, fenômeno desejável para temperaturas de austenitização menores. Assim como no Ni, a segregação do Cu se dá na interface dos nódulos de grafita com a austenita e reduz a segregação de outros elementos formadores de carbonetos, tais como o Mo e Mn.

Durante o tratamento térmico, este elemento não possui tanta influência como o Mo ou o Mn, entretanto, possui vantagens de não formar carbonetos e também possui um custo abaixo que os demais elementos utilizados para aumentar a temperabilidade da liga (RODRIGUES, 2016).

Estudos conferidos por Elliott (1988), mostram que concentrações de até 1% de Cu, tendem a aumentar a concentração de austenita retida, fato que aumenta a ductilidade, como pode ser observado na Figura 11. Por outro lado, a influência do cobre na dureza e também na modificação da resistência a tração é praticamente nula.

Figura 11 – Influência do Cu sobre o limite de resistência à tração, dureza Brinell e alongamento no ADI.



Fonte: Elliott (1988).

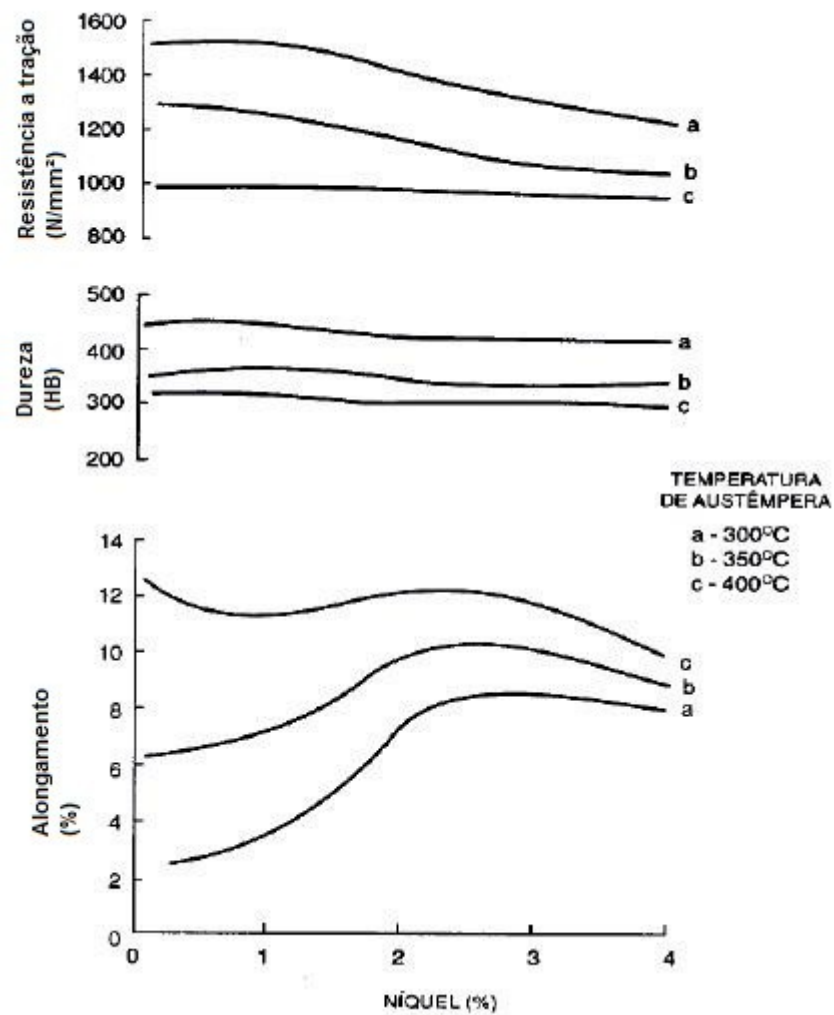
#### 2.2.3.5 Níquel

Segundo Baracho (2017), o níquel possui grande empregabilidade nos ferros fundidos principalmente pelo motivos:

- É o terceiro elemento químico que mais aumenta a temperabilidade, perdendo apenas para o Mo e Mn;

- Sua empregabilidade é destacada pois, diferentemente do Mo e Mn, o Ni não apresenta segregação no contorno de grão tão expressiva;
- Aumenta a ductilidade da liga até o teor próximo de 2,5%, como mostra a Figura 12.

Figura 12 – Efeito do níquel sobre os parâmetros de limite de resistência à tração, dureza Brinell e alongamento pela temperatura de austêmpera.



Fonte: Elliott (1988).

Apesar de formar carbonetos ( $Ni_3C$ ), o Ni apresenta característica grafitizante. O níquel diminui pouquíssimo os limites de resistência e alongamento, análogo ao Si, o Ni pode ser encontrado em maiores concentrações próximo a superfície dos nódulos de grafita (SILVA, 2005).



O Ni tem vantagem de retardar a formação de carbonetos bainíticos que são transformados no segundo estágio da austêmpera e também aparenta não afetar a nucleação da ferrita acicular, aumentando o tempo de processo (KOVACS, 1991).

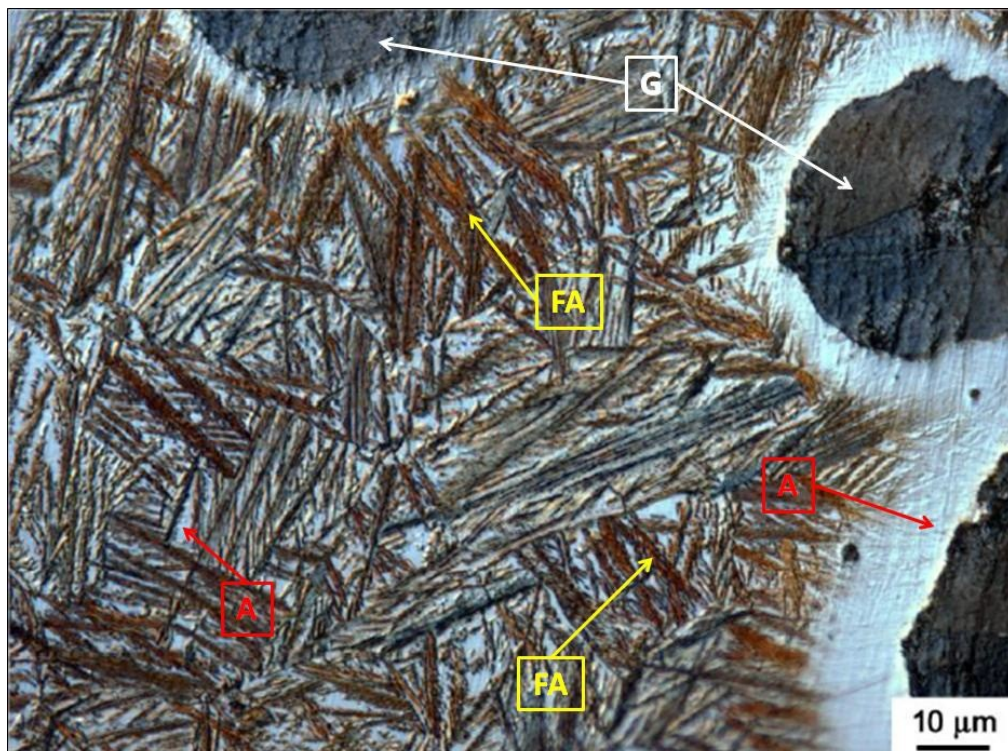
### 2.3 FERRO FUNDIDO AUSTEMPERADO

Após o surgimento dos ferros fundidos nodulares iniciaram-se os estudos desta liga tratada termicamente, mas o auge dos estudos sobre os ferros fundidos nodulares austemperados ocorreu na década de 80, após eventos internacionais que aconteceram em 1984 e 1986, desde então há um crescimento acentuado na produção desta liga (DO CARMO, 2003).

Este material é um ferro fundido nodular que passa pelo processo de tratamento térmico de austêmpera. Sua estrutura é formada de grafita no formato de nódulos dispersa em matriz ausferrítica constituída de finas porções de ferrita e placas de austenita estável com elevado teor de carbono, ilustrada na Figura 13.

Figura 13 – Microestrutura típica de um ferro fundido nodular austemperado, apresentando a ferrita acicular e a austenita estável com um alto teor em carbono.

A - (Austenita), G - (Grafita) e FA - (Ferrita Acicular)



Fonte: Boneti (2014).

O ferro fundido austemperado tem ganhado evidência em diversas aplicações pois, combinam a redução de peso de aproximadamente 8% em relação aos aços forjados, com elevada resistência mecânica e ductilidade do material e também há possibilidade do aumento de dureza e limite do escoamento por deformações que podem ocorrer durante a aplicação (SOUZA, 2015 e RODRIGUES, 2016).

Segundo Del Sant (2010), quando submetido a tensões o material sofre deformações. Essas deformações podem ocasionar a transformação da austenita retida em martensita, pelo formato da célula unitária da martensita, são geradas tensões compressivas no material pelo crescimento de volume localizado. Esse comportamento no material dificulta a nucleação e propagação de trincas.

Os ADI são divididos em classes de acordo com suas propriedades mecânicas, para atingir determinadas classes são necessárias mudanças na composição química da liga ou alteração dos parâmetros do tratamento térmico. As classes dos ferros fundidos austemperados são regulamentados pela norma ASTM A897/A897M – 06 – *Standard Specification for Austempered Ductile Iron Castings*, as propriedades mecânicas de cada classe está apresentada pela Tabela 4.

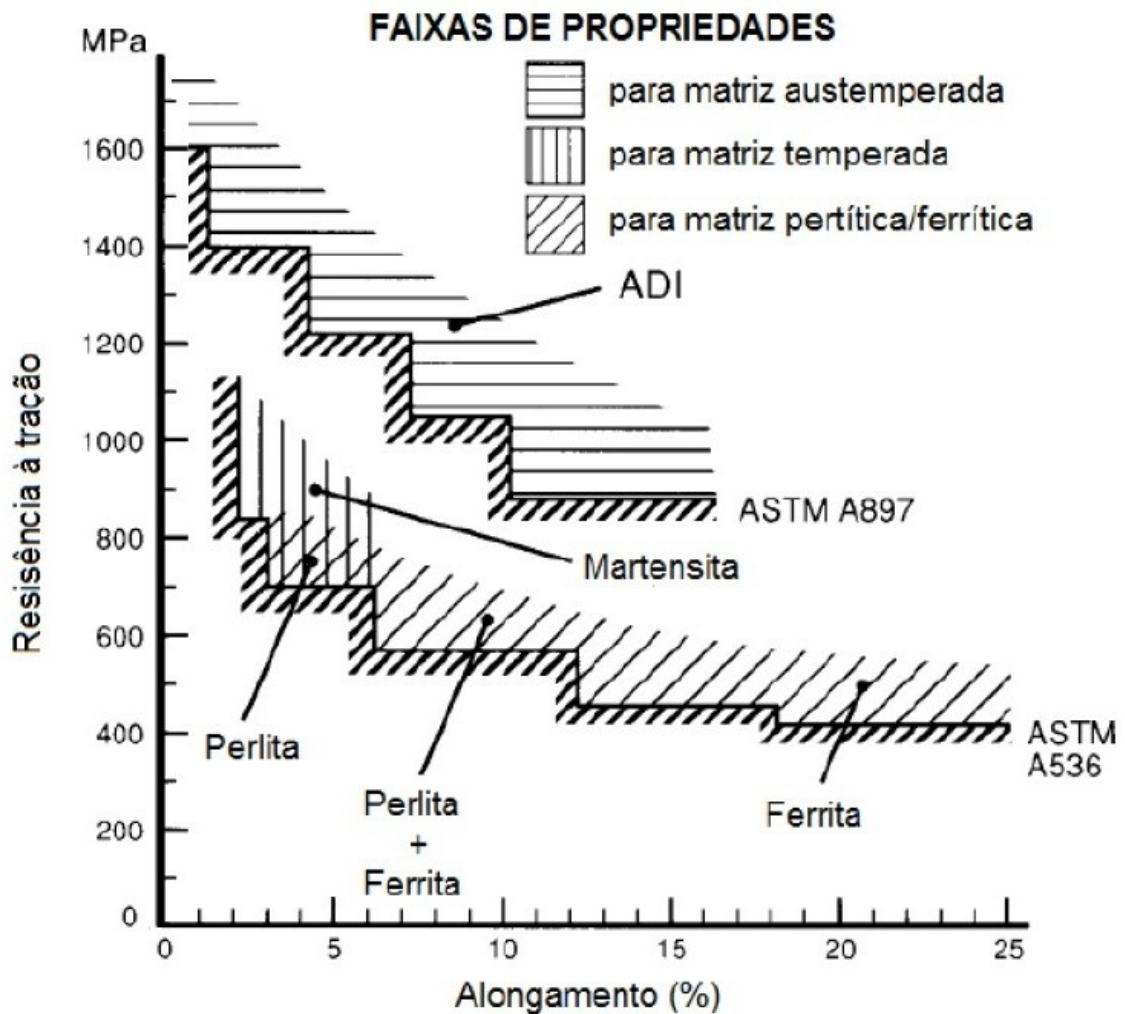
Tabela 4 – Propriedades mecânicas dos ferros fundidos austemperados.

Classe	Grau 750/500/ 11	Grau 900/650/ 09	Grau 1050/750/ 07	Grau 1200/850/ 04	Grau 1400/1100/ 02	Grau 1600/1300/ 01
Limite de resistência, mínimo, MPa	750	900	1050	1200	1400	1600
Tensão de escoamento, mínimo, MPa	500	650	750	850	1100	1300
Alongamento em 50 mm, mínimo, %	11	9	7	4	2	1
Resistência ao impacto, mínimo, J	110	100	80	60	35	20
Dureza, HB	241–302	269–341	302–375	341–444	388–477	402–512

Fonte: Adaptado de ASTM A-897M-06 (2011).

A Figura 14 exemplifica as faixas de utilização dos ferros fundidos nodulares convencionais, segundo a norma ASTM A536 e o ADI conforme a norma ASTM A897.

Figura 14 – Comparação das propriedades de resistência a tração do ADI e de outras classes de ferros fundidos nodulares.



Fonte: Adaptado de Trudel Et al. (1997).

## 2.4 TRATAMENTO TÉRMICO EM FERROS FUNDIDOS NODULARES

O tratamento térmico normalmente é realizado para otimizar uma ou mais propriedades mecânicas ou físicas do material. O princípio do processo é aquecer o material com uma taxa controlada, ao atingir a temperatura desejada a peça é submetida a um tempo em patamar e posteriormente é realizado o resfriamento com taxas desejadas.

Há processos que visam o aumento do limite de escoamento, alongamento, resistência ao desgaste, melhora na usinabilidade, diminuir tensões causadas por outros processos de fabricação. Há processos que podem obter mais de uma propriedade ajustando parâmetros de temperatura, tempo e processo.

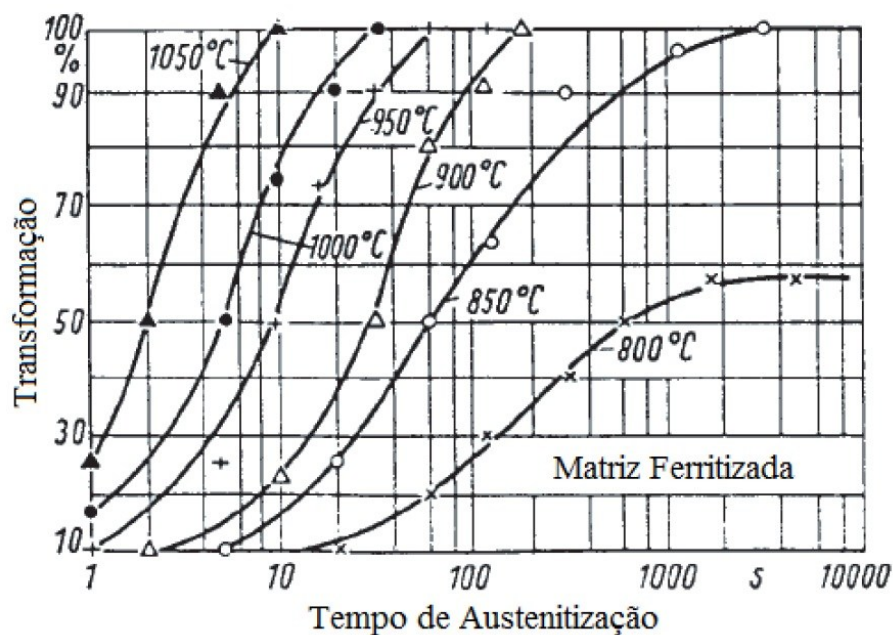
#### 2.4.1 Austêmpera

O processo de austêmpera é muito utilizado para fornecer maleabilidade para o material, é empregado principalmente em ligas ferrosas com alta quantidade de carbono (acima de 0,6%). Este processo tende a aumentar o limite de escoamento e também o alongamento da peça.

Normalmente as etapas de aquecimento e de resfriamento deste processo ocorrem em banhos de sal neutros para evitar a oxidação e decarbonetação das peças (ZIMBA, 2003).

Neste processo é necessário atingir a temperatura de austenitização que pode variar entre 850 e 950 °C, dependendo da composição química e propriedades mecânicas que deseja se alcançar. O tempo de austenitização varia de acordo com a temperatura escolhida, sendo que temperaturas mais altas necessitam menor tempo, conforme Figura 15 (MACHADO, 2007).

Figura 15 – Tempo de austenitização em função da temperatura.



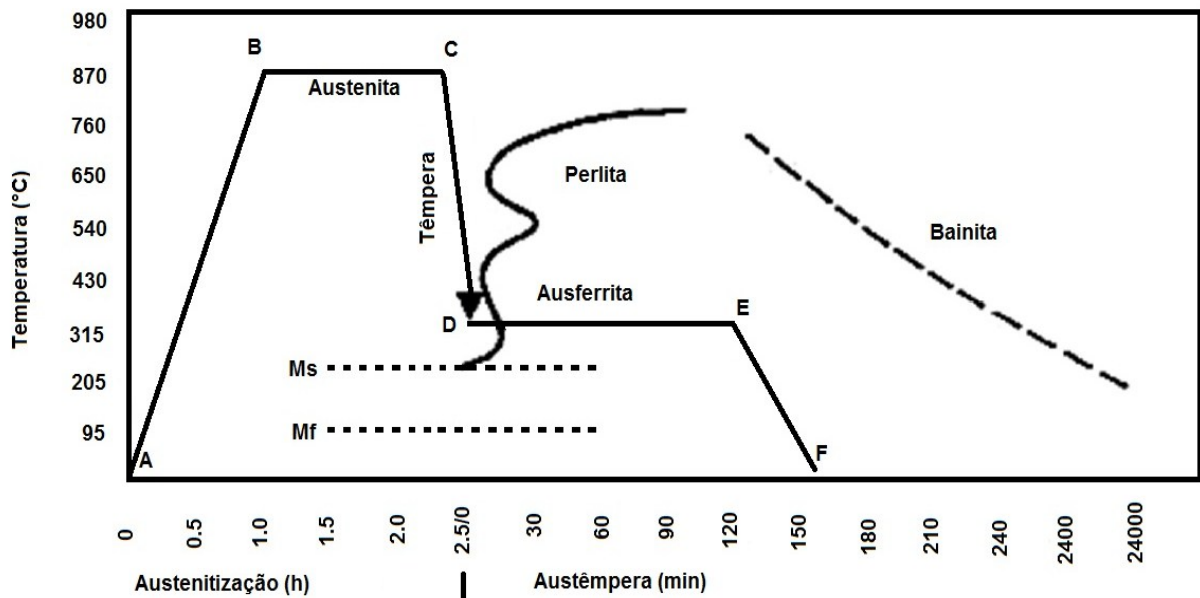
Fonte: Herfurt apud Lopes (2014).



Na Figura 15 é possível observar para uma temperatura de austenitização de 850 °C, que o tempo para austenitização é de 3000 segundos, enquanto que em temperatura de 950 °C o tempo para transformação completa fica em 40 segundos. A geometria da peça também tem influência do tempo, sendo que é necessário permitir um período suficiente para que todo material esteja na fase austenita antes de iniciar o resfriamento.

Segundo Barbosa (2009), o ciclo térmico de austêmpera pode ser caracterizado conforme Figura 16, com este ciclo é possível obter o ferro fundido nodular austemperado.

Figura 16 – Ciclo térmico do processo de Austêmpera em ferros fundidos nodulares.



Fonte: Machado (2007).

As etapas do processo de austêmpera são:

- Aquecimento (Figura 16 A – B): é realizado o aquecimento da liga até atingir a temperatura de austenitização, a taxa de aquecimento deve ser controlada para que não tenha um aquecimento muito brusco que pode ocasionar trincas na peça, é comum realizar o aquecimento em alguns estágios, os estágios intermediários são conhecidos como pré-aquecimentos (BARBOSA, 2009).

- Austenitização (Figura 16 B – C): Conforme esboçado na Figura 15, há variação do tempo em função da temperatura de austenitização do ciclo. No entanto não é apenas a temperatura de austenitização que possui influencia no tempo, os

elementos químicos presentes na liga, a geometria da peça e quantidade de peças no forno também precisam ser considerados. Nesta etapa é necessário garantir uma matriz inteiramente austenítica e homogênea, saturada em carbono (RODRIGUES, 2016).

- Resfriamento (Figura 16 C – D): O resfriamento deve ser suficiente rápido para que não ocorra transformações de perlita. O resfriamento pode ocorrer em banho de sal ou em óleo aquecido em temperaturas entre 230 e 400 °C, é desejável que o meio de resfriamento esteja acima da temperatura de início da transformação de martensita, ilustrada pela linha Ms na Figura 16. A temperatura que será austemperada a peça tem influência nas propriedades mecânicas da peça em aplicação (MACHADO, 2007).

- Austêmpera (Figura 16 D – E): Essa é uma etapa isotérmica que pode permanecer em tempos que variam entre 30 e 240 minutos. Ao finalizar o tempo de austêmpera a peça é retirada do meio e deixado esfriar até a temperatura ambiente (MACHADO, 2007).

- Resfriamento a temperatura ambiente (Figura 16 E – F): Nesta etapa a peça é retirada do banho de sal ou óleo aquecido, e ocorre o resfriamento até temperatura ambiente. O resultado é uma microestrutura composta de ferrita acicular e austenita estabilizada devido ao elevado teor em carbono. (DO CARMO, 2003).

A temperatura de austêmpera tem forte ligação das propriedades mecânicas das peças, sendo que temperaturas elevadas, entre 350 e 400 °C, garantem ao material maior ductilidade, resistência a fadiga e ao impacto. Temperaturas menores de austêmpera conferem ao material maior resistência mecânica, resistência ao desgaste e dureza mais elevada (KIM et al., 2007). A Tabela 5 ilustra o estudo realizado por Kim et al. (2007) de determinadas características dos ferros fundidos.

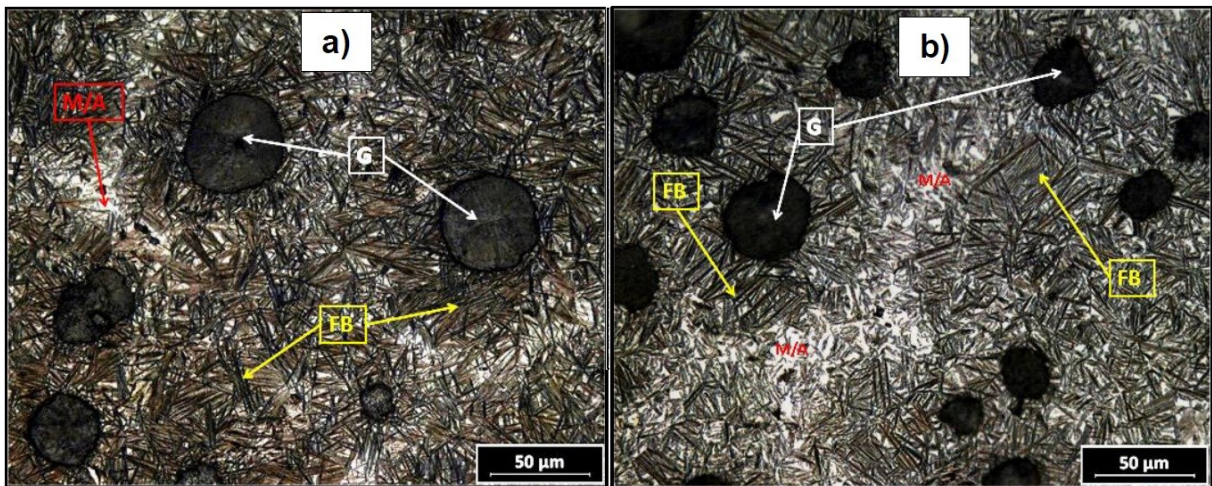
Tabela 5 – Propriedades do ADI com diferentes temperaturas de austêmpera.

Temperatura de austêmpera	Tensão de escoamento (MPa)	Limite de resistência à tração (MPa)	Alongamento (%)	Dureza Brinell
Peça bruta	412	654	4	230
350°C	800	1125	8	341
370°C	851	1104	8	336
390°C	620	965	9	299
410°C	660	967	10	292

Fonte: Kim et al. (2007).

As diferenças das propriedades mecânicas estão associadas à diferença de estrutura formada, a redução da temperatura da etapa de austêmpera favorece ao refino da microestrutura, com isso há maior quantidade de feixes de ferrita e, também, menores quantidades de austenita retida. Em temperaturas elevadas há formação de estruturas mais grosseiras e a estrutura apresenta maior quantidade de austenita retida, conforme Figura 17 (PUTATUNDA, 2001; RODRIGUES, 2016).

Figura 17 – Microestrutura das amostras austemperadas a) 320 °C e b) 380 °C pelo tempo de 60 min com ampliação de 500x. Legenda: G (grafita), FB (ferrita acicular) e M/A (martensita/austenita).



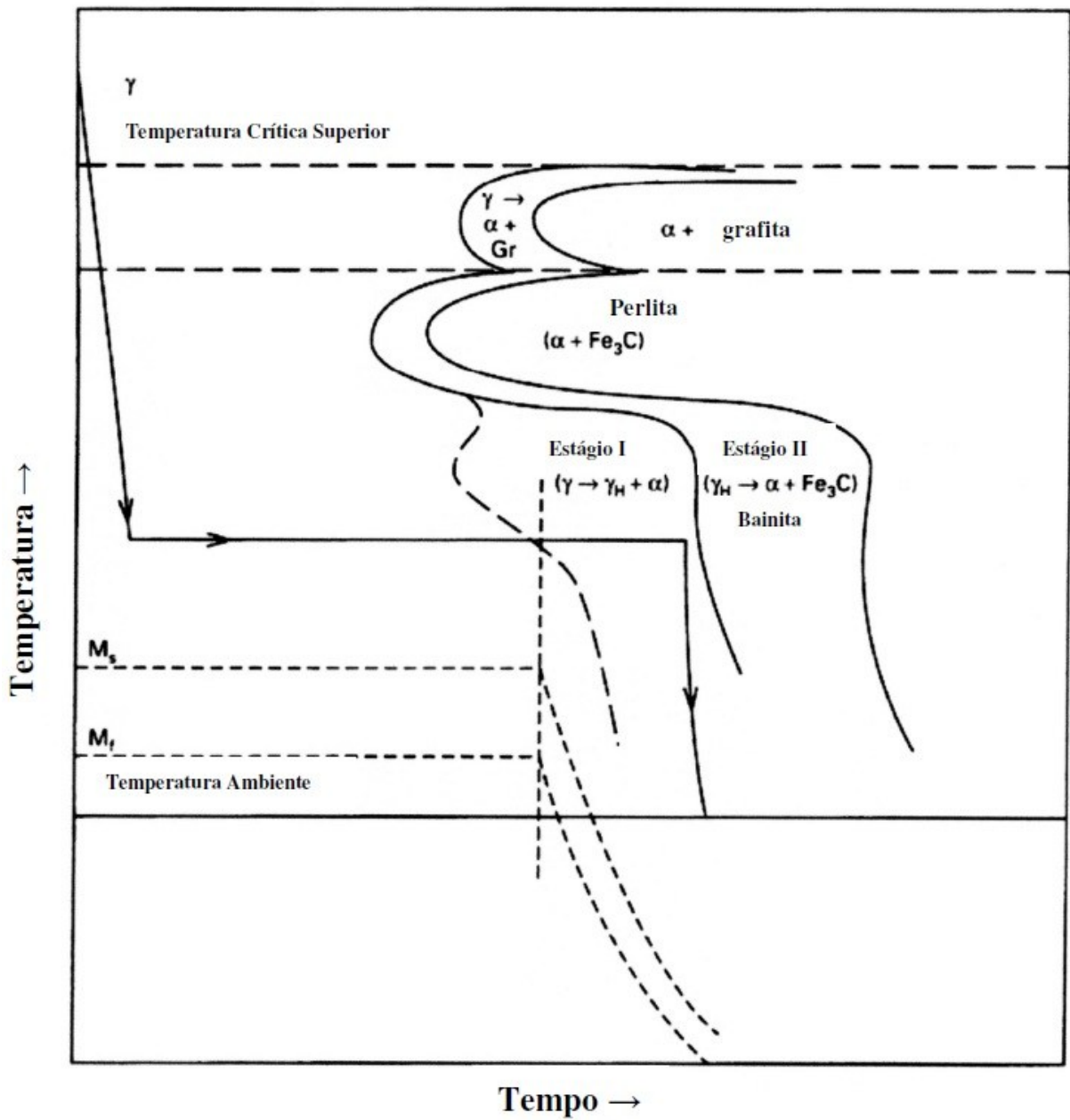
Fonte: Rodrigues (2016).

#### 2.4.2 Transformações de fase durante a Austêmpera dos Ferros Fundidos Nodulares

Como dito anteriormente no processo de austêmpera, a primeira etapa do processo é a austenitização, justamente nesta etapa ocorre a transformação da matriz que foi gerada durante o processo de solidificação do material fundido em austenita saturada com carbono em equilíbrio (BARACHO, 2017).

Durante o resfriamento ocorre uma divisão de transformações em dois estágios. Esses estágios podem ser vistos no diagrama TTT (Tempo, Temperatura e Transformação) exemplificado na Figura 18.

Figura 18 – Diagrama TTT de um processo de austêmpera, demonstrando os dois estágios de transformação.



Fonte: Machado (2007).

Estágio I:  $\gamma \rightarrow \alpha_B + \gamma_H$

Estágio II:  $\gamma_H \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$



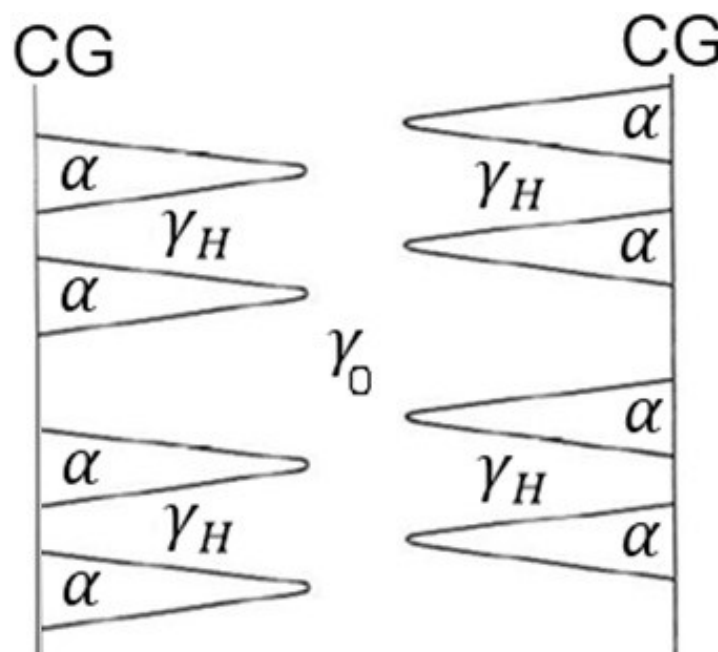
### 2.4.2.1 Estágio I

O estágio I da reação de austêmpera tem início quando na matriz, totalmente austenítica, ocorre a nucleação e crescimento de plaquetas ferríticas nas interfaces entre a grafita e austenita e, também, nos contornos de grãos. Essas fases estão intercaladas por austenita que gradualmente são enriquecidas de carbono segregados da ferrita que cresce na matriz, conforme ilustrado na Figura 19 (MACHADO, 2007).

Nesta etapa não ocorre precipitação de carbonetos pelo alto teor de silício dissolvido no ferro fundido. Caso ocorra a interrupção do tratamento isotérmico durante este estágio, a austenita remanescente pode se transformar em martensita. Este efeito pode afetar o alongamento do material (BARACHO, 2017).

A formação da martensita será evitada quando a austenita estiver saturada de carbono e o tempo de permanência na austêmpera seja suficiente para que ocorra o enriquecimento de carbono na austenita pela transformação decorrente de austenita em ferrita. Assim a etapa I será composta teoricamente apenas de austenita com alto teor de carbono ( $\gamma_{\text{alto C}}$ ) e ferrita acicular, sendo essa a combinação responsável pela combinação da alta resistência mecânica, ductilidade e tenacidade do ADI (BARACHO, 2017).

Figura 19 – Representação esquemática da formação da ferrita ( $\alpha$ ) a partir de contornos de grão (CG) e surgimento de austenita rica em carbono ( $\gamma_H$ ).



Fonte: Adaptado de Putatunda (2001).

### 2.4.2.2 Estágio II

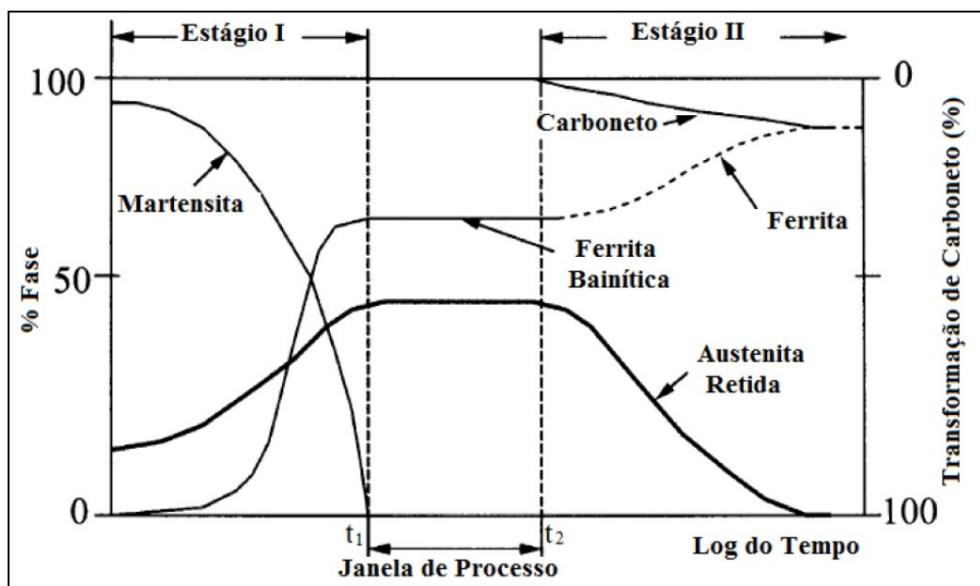
Em períodos longos na etapa de austêmpera, a austenita rica em carbono, por ser uma fase que não é indefinidamente estável, se decompõe em ferrita e cementita. Este estágio não é desejável ser atingido, por isso é necessário realizar o resfriamento até a temperatura ambiente no final do estágio I, conforme mostrado na Figura 18 (MACHADO, 2007).

As precipitações dos carbonetos ocorrem pois a austenita com alto teor de carbono tende a diminuir a energia livre pela rejeição de carbono dentro da austenita. A estrutura formada pela ferrita, austenita e carbonetos precipitados tem menor energia livre do que a estrutura formada no estágio I (ferrita acicular e austenita com alto teor de carbono). Se o tempo de manutenção na austêmpera for muito longo, a austenita tende a desaparecer e a ferrita acicular e os carbonetos formam uma estrutura ainda mais estável, conhecida como bainita (RODRIGUES, 2016).

A formação de bainita é indesejável em um ferro fundido austemperado pois essa fase diminui drasticamente as propriedades mecânicas da peça, em especial a tenacidade e a ductilidade. (MACHADO, 2007).

Na Figura 20 está evidenciado a composição de cada fase nos dois estágios do processo.

Figura 20 – Gráfico esquemático apresentando os dois estágios da reação de austêmpera e a janela do processo em função do tempo.



Fonte: Adaptado por Rodrigues (2016) da referência Yescas e Bhadeshia (2001).

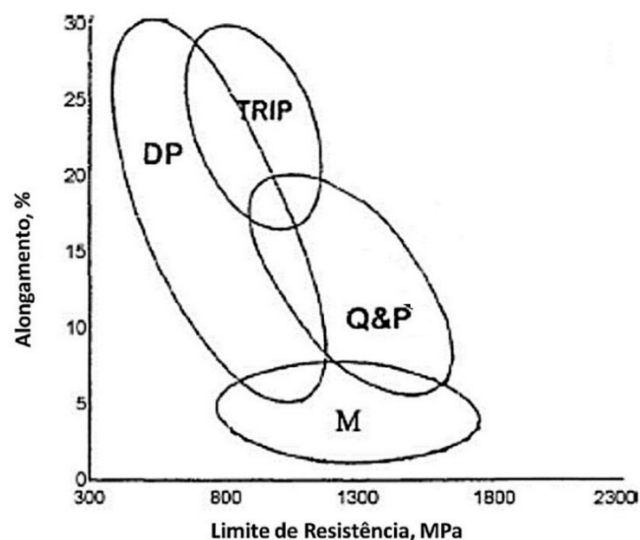
### 2.4.3 Têmpera e partição

O tratamento térmico de têmpera e partição (*quenching and partitioning* - Q&P) é um processo não convencional, que tem como objetivo a formação de microestruturas mistas com a presença de martensita, ferrita e frações de austenita retida, que é estabilizada com a partição do carbono na martensita (SOUZA, 2017).

Silva (2013), afirma que o ferro fundido nodular apresenta grande aplicação deste processo pelo alto teor de Silício que contém na sua composição química, o que reduz a precipitação de carbonetos, auxiliando a retenção de austenita na etapa de partição. Segundo o autor, a estrutura composta por martensita de baixo carbono e austenita retida produzem uma boa combinação entre resistência mecânica e tenacidade, a exemplo do que ocorre com a estrutura de plaquetas de ferrita misturada com austenita estabilizada, que é a microestrutura presente no ADI.

Estudos realizados por Speer (2005), comprovaram que chapas de aços da indústria automotiva, quando tratadas pelo processo de T&P e aplicadas em situações onde deseja-se promover o efeito TRIP (plasticidade induzida por transformação), apresentam maior resistência à tração do que as chapas de aços TRIP bainíticos convencionais. A Figura 21 mostra um comparativo dos materiais aplicados conforme a resistência mecânica e alongamento especificados.

Figura 21 – Comparativo do limite de resistência e alongamento entre aços Martensíticos (M), Duplex (DP), TRIP, Têmpera e Partição (Q&P).



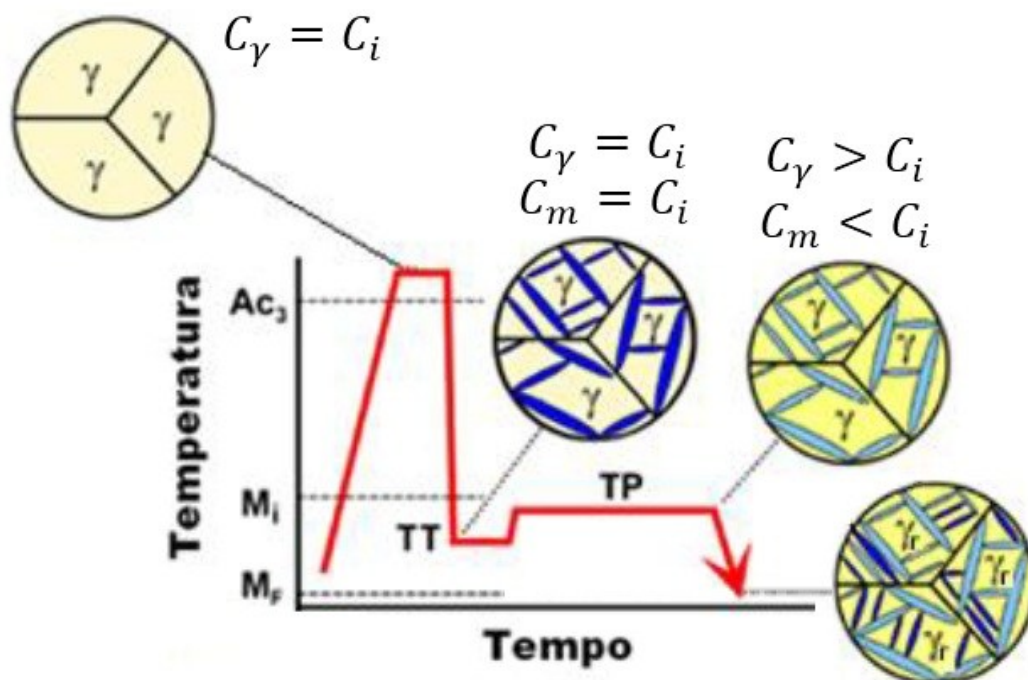
Fonte: Matlock, et al. (2010).

O processo de têmpera e partição consiste em aquecer o material em temperatura de austenitização, após um tempo em patamar, tem a transformação total em austenita e grafita, onde a concentração de carbono na austenita ( $C_\gamma$ ) é igual a concentração de carbono na liga ( $C_i$ ).

A etapa subsequente é o resfriamento rápido até a região entre o início de transformação martensítica ( $M_s$ ) e final de transformação martensítica ( $M_f$ ), onde parte da austenita é transformada em martensita, a concentração de carbono na martensita ( $C_m$ ) é igual a  $C_i$ . Nesta etapa é importante controlar o tempo para conter frações de martensita e austenita retida.

Posteriormente a esta etapa, é realizado um processo de reaquecimento, que consiste no processo de partição, durante este estágio o carbono presente na martensita particiona na austenita, gerando assim uma estrutura com maiores concentrações de carbono na austenita ( $C_\gamma > C_i$ ) e menores concentrações de carbono na martensita ( $C_m < C_i$ ), essa estrutura é estabilizada ao reduzir a temperatura até temperatura ambiente (MARTINS, 2007). A difusão do carbono é possível porque não ocorre a precipitação de carbonetos pela presença de elementos de liga, como o silício ou o alumínio (COELHO, 2008). Na Figura 22 é possível verificar as transformações de fase que ocorrem durante o processo de têmpera e partição.

Figura 22 – Ciclo esquemático do processo de têmpera e partição



Fonte: Adaptado de Martins (2007).

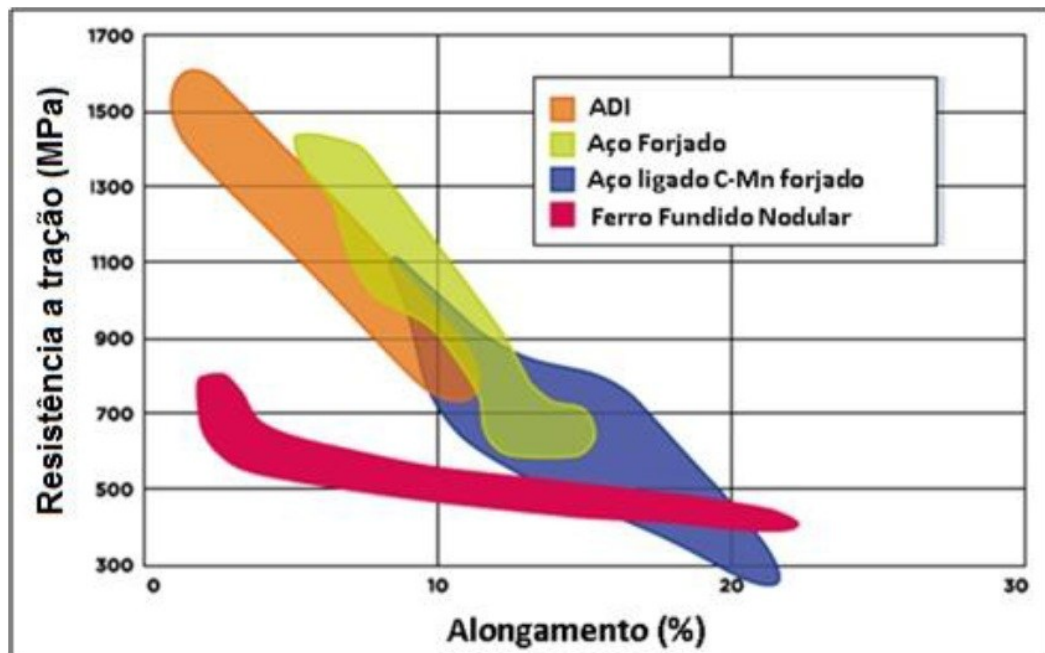
O tratamento térmico de têmpera e partição pode resultar em fases diferenciadas, conforme a temperatura em que ocorrer a partição. Caso esta ocorra no intervalo abaixo de  $M_s$ , geralmente obtém-se martensita e austenita retida e, caso ocorra acima de  $M_s$ , pode apresentar, além da martensita e da austenita retida, fase bainítica. A microestrutura pode conter uma martensita inicial, gerada no processo de têmpera, e uma martensita nova, gerada no processo de partição, as quais são transformadas a partir de austenita de diferentes estágios, com diferentes composições, e a martensita inicial perde carbono durante a partição (SOUZA, 2017).

## 2.5 PROPRIEDADES MECÂNICAS DO ADI

Keough (2002) afirma que o ADI é uma boa alternativa de material por possuir uma boa relação entre resistência mecânica e ductilidade, porém quando uma aplicação exige a combinação de resistência mecânica, tenacidade e resistência ao desgaste, o aço é comumente escolhido, o que pode acarretar em dificuldades perante ao custo e a fabricação.

A grande vantagem técnica deste material é a atrativa relação entre resistência mecânica e ductilidade que pode ser obtida com o ADI. A Figura 23 apresenta um comparativo entre resistência e alongamento do ADI, aço forjado, aço ligado C-Mn forjado e ferro fundido nodular. A imagem demonstra a melhora das propriedades mecânicas após o tratamento térmico de austêmpera. A escolha do ferro fundido nodular austemperado se torna ainda mais atrativa pois possui uma densidade cerca de 10% menor que o aço (SHELTON E BONNER, 2006).

Figura 23 – Comparativo entre resistência mecânica à tração e alongamento do ADI, ferro fundido nodular, aço forjado e aço ligado C-Mn forjado.



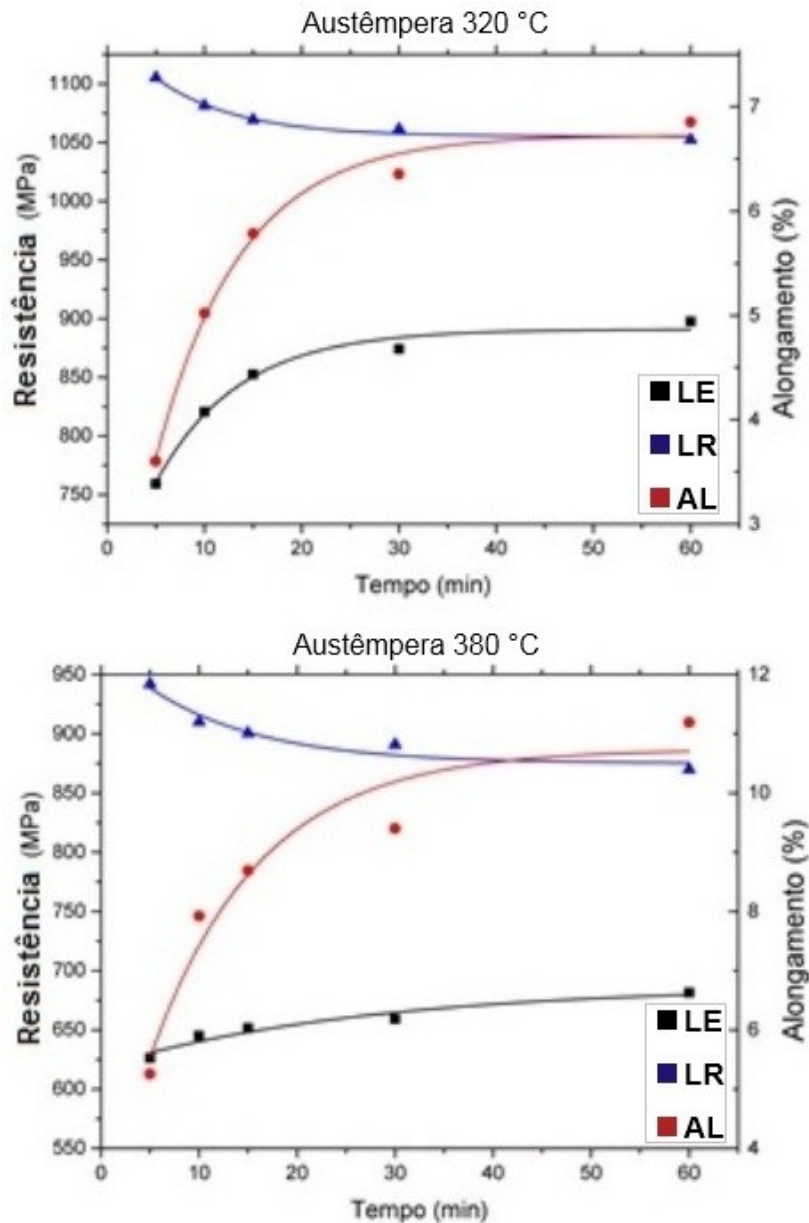
Fonte: Shelton e Bonner (2006).

As propriedades mecânicas de limite de escoamento, limite de resistência e alongamento são dependentes da composição química da liga e dos parâmetros utilizados no tratamento térmico.

Quando ocorre a adição de elementos químicos, como exemplo do Ni e Cu, a tendência é que melhore o alongamento, porém pode diminuir limite de resistência a tração, pois esses elementos tem influência na estabilização da austenita durante o processo de austêmpera (RODRIGUES, 2016; SAHOO, 2013).

Os resultados de propriedades mecânicas mostram ser dependentes da quantidade de ausferrita e austenita retida presentes na microestrutura, sendo estas influenciadas pelos parâmetros do processo de tratamento térmico. Em um estudo realizado por Rodrigues (2016) foi evidenciado a influência do tempo e temperatura da etapa de austêmpera nas propriedades mecânicas obtidas, esses resultados podem ser vistos pela Figura 24.

Figura 24 – Gráfico dos resultados de propriedades mecânicas para austêmpera em 320 °C e 380 °C.



Fonte: Adaptado de Rodrigues (2016).

## 2.6 PROPRIEDADES MECÂNICAS DO FERRO FUNDIDO NODULAR APÓS TÊMPERA E PARTIÇÃO

Speer *et. al* (2004) comentam que o processo de têmpera e partição apresenta grande potencial de emprego no ferro fundido nodular, os fatores principais podem ser citados a composição química da liga, que possui elevado teor de silício, pois este

elemento diminui a precipitação de carbonetos, auxiliando na retenção da austenita durante a etapa de partição.

Este processo demonstra uma rota alternativa para o tratamento térmico de ferros fundidos nodulares, e após o tratamento térmico é possível identificar semelhança com as propriedades mecânicas do ADI. A microestrutura composta de martensita de baixo carbono, austenita retida e ausferrita, combinam bem a resistência mecânica à tração e o alongamento (SPEER *et. al*, 2004).

Com o seu trabalho, Silva (2013) sugere que para menores temperaturas de partição foram produzidas os maiores valores de resistência mecânica, no entanto, com o aumento da temperatura, houve um aumento significativo do alongamento. O autor fez uma analogia que este comportamento se assemelha aos resultados do processo de austêmpera, e explica este comportamento pelo refinamento da estrutura para menores temperaturas, caracterizado pela diminuição do tamanho das agulhas de ferrita formadas na etapa isotérmica. O tamanho menor de agulhas dificulta o livre caminho para a movimentação de discordâncias, além de reduzir a fração volumétrica da austenita retida na ausferrita.

Para temperaturas maiores, Silva (2013) observou que ocorre um aumento na fração volumétrica da austenita retida, além de produzir menores frações de ferrita acicular, proporcionando maiores valores de alongamento.

Os resultados obtidos por Silva (2013) estão na Tabela 6 e

Tabela 7.



Tabela 6 – Resultado do ensaio de tração da liga 1 obtidos por Silva (2013).

<b>Partição 300 °C</b>				
<b>Tempo (minutos)</b>	2,0	20,0	60,0	120,0
<b>LE (Mpa)</b>	636,0	696,9	1111,7	943,3
<b>LR (Mpa)</b>	728,0	770,1	1250,5	1134,2
<b>A (%)</b>	1,3	1,3	1,7	2,5
<b>Partição 375 °C</b>				
<b>Tempo (minutos)</b>	2,0	20,0	60,0	120,0
<b>LE (Mpa)</b>	981,0	1173,5	1229,7	1257,6
<b>LR (Mpa)</b>	1078,0	1210,8	1293,7	1267,7
<b>A (%)</b>	1,3	2,5	3,5	2,3
<b>Partição 450 °C</b>				
<b>Tempo (minutos)</b>	2,0	20,0	60,0	120,0
<b>LE (Mpa)</b>	642,5	814	964,7	840,3
<b>LR (Mpa)</b>	846,1	1009,2	1074,2	1030,5
<b>A (%)</b>	0,7	1,3	3,7	4,7

Fonte: Silva (2013).

Tabela 7 – Resultado do ensaio de tração da liga 2 obtidos por Silva (2013).

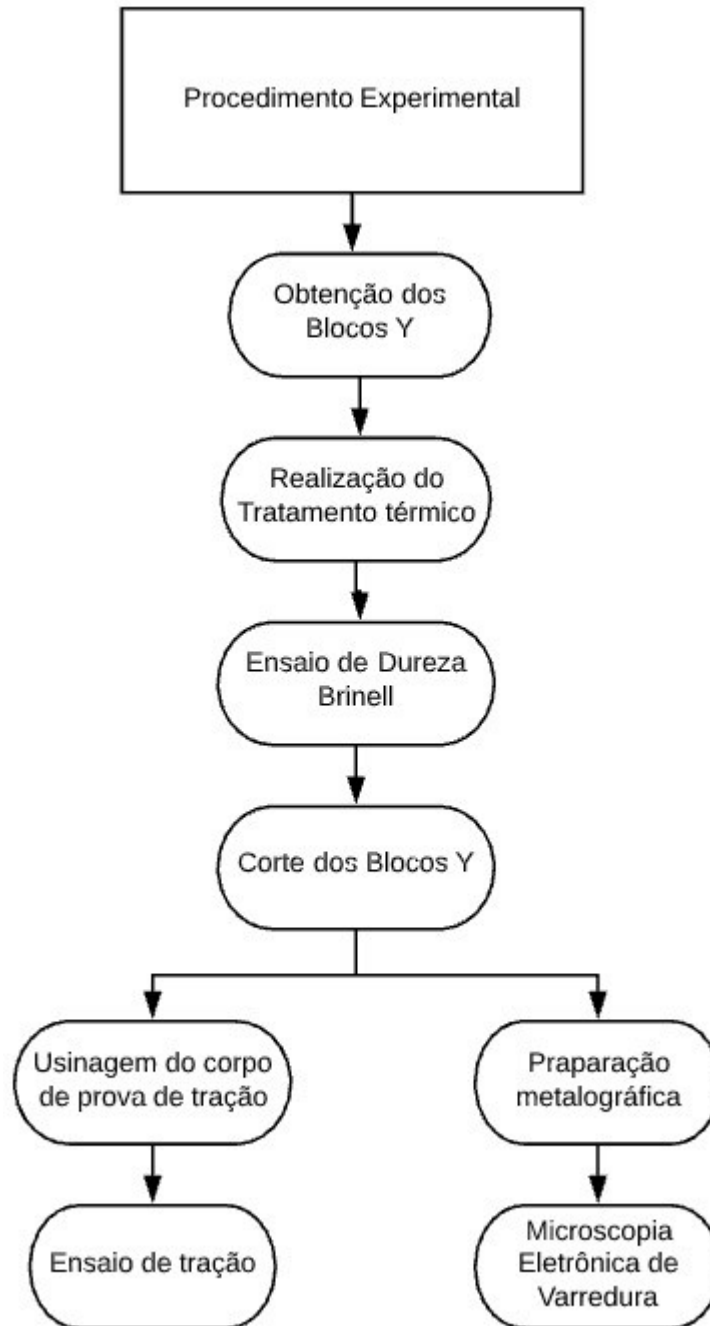
<b>Partição 300 °C</b>				
<b>Tempo (minutos)</b>	2,0	20,0	60,0	120,0
<b>LE (Mpa)</b>	538,0	577,1	1187,1	1519,0
<b>LR (Mpa)</b>	612,0	652,3	1372,7	1533,3
<b>A (%)</b>	1,8	2,6	2	1,8
<b>Partição 375 °C</b>				
<b>Tempo (minutos)</b>	2,0	20,0	60,0	120,0
<b>LE (Mpa)</b>	1072,0	1232,9	1194,5	1267,9
<b>LR (Mpa)</b>	1173,0	1259,5	1275,7	1286,9
<b>A (%)</b>	1,3	1,4	5,6	3,7
<b>Partição 450 °C75</b>				
<b>Tempo (minutos)</b>	2,0	20,0	60,0	120,0
<b>LE (Mpa)</b>	732,0	778,8	916,9	885,2
<b>LR (Mpa)</b>	891,0	963,8	964,8	1058,9
<b>A (%)</b>	2,6	4,8	3,3	4,2

Fonte: Silva (2013).

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

As principais etapas para a execução da parte experimental deste trabalho estão ilustradas na Figura 25.

Figura 25 – Fluxograma do procedimento experimental deste trabalho.



Fonte: O Autor (2019).

### 3.1 MATERIAIS

Os corpos de prova que serão utilizados para caracterização mecânica e microestrutural deste trabalho foram fundidos com base na Norma ASTM A897, a Tabela 8 mostra a composição química da liga utilizada para a confecção dos itens.

Tabela 8 – Composição química da liga de Ferro fundido nodular, %p.

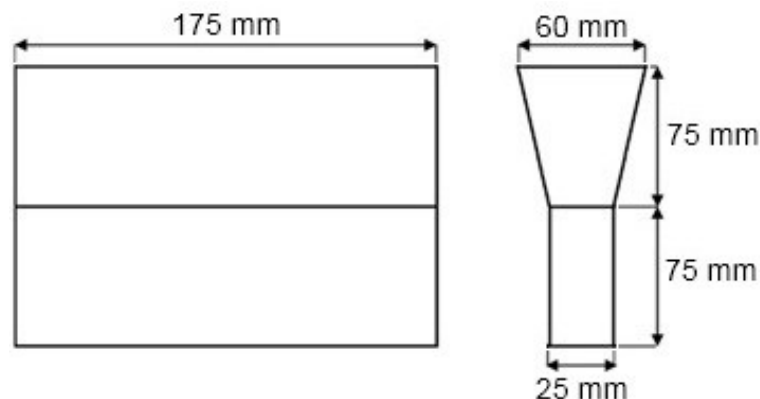
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Mg	Ti
%	3,200	2,232	0,124	0,032	0,018	0,012	0,182	1,114	0,010	0,042	0,013

Fonte: O Autor (2019).

As peças foram fornecidas pela Empresa Schulz S.A., localizada na cidade de Joinville - SC. A fusão da liga ocorreu em um forno elétrico a indução, sendo que foi realizado o tratamento de inoculação com uma liga metálica com base em Fe-Si e para a nodularização foi usado uma liga de Fe-Si-Mg. A composição química da liga foi conferida através de um ensaio de espectrometria de emissão óptica a partir de moedas coquilhadas obtidas durante o vazamento do metal fundido nos moldes. O ensaio foi executado no laboratório de materiais da empresa Schulz em um espectômetro do tipo Spectrolab.

Foram vazadas 24 blocos em moldes denominados bloco “Y”, a partir destas peças foram confeccionadas as amostras utilizadas nos ensaios do presente trabalho, as dimensões dos blocos “Y” estão ilustradas conforme Figura 26, sendo que as dimensões tiveram base da Norma ASTM A897.

Figura 26 – Dimensões dos blocos Y.



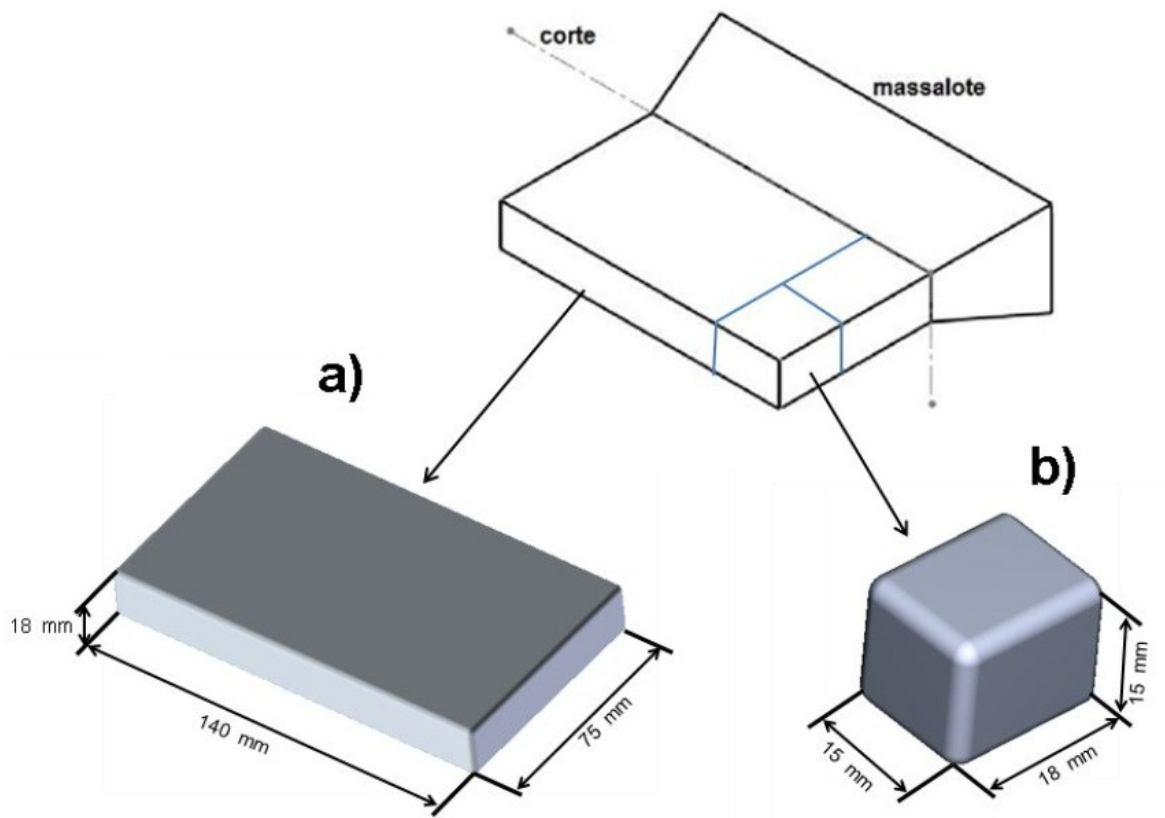
Fonte: Rodrigues (2016).

Após a obtenção dos itens fundidos, os mesmos foram cortados com o auxílio de uma serra mecânica, foi separado a parte superior do bloco Y, também conhecido como massalote, da parte útil (parte inferior). Com a parte útil do bloco “Y”, os demais corpos de provas foram confeccionados conforme Figura 27.

Após a separação da área útil dos blocos “Y”, a região de interesse foi submetida ao processo de fresamento que reduziu a espessura da seção extraída do bloco para 18 mm, nesta operação foram removidas regiões afetadas pela maior velocidade de resfriamento e também quaisquer eventuais defeitos superficiais ou impurezas no material proveniente dos moldes.

Para a caracterização das ligas após o tratamento térmico, foram extraídas amostras a partir dos blocos Y com auxílio de um *cut-off* com arrefecimento constante, evitando a influência da temperatura sobre a matriz, com o intuito de remover as oxidações e as dimensões obtidas foram de 15x18x15 mm, como ilustrado na Figura 27(b).

Figura 27 – Esquema para obtenção dos corpos de prova para ensaio de tração.



Fonte: Rodrigues (2016).

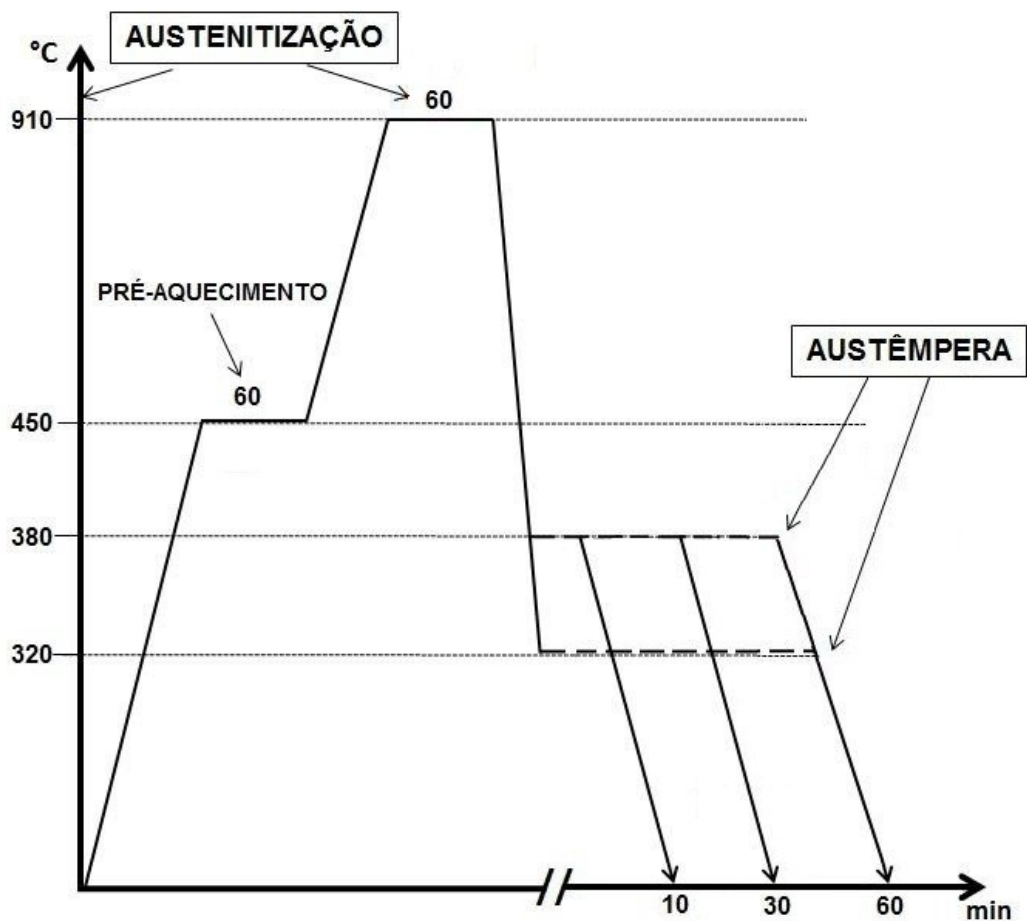
## 3.2 MÉTODOS EXPERIMENTAIS

### 3.2.1 Tratamento Térmico

Duas rotas de tratamentos térmicos foram estudados neste trabalho, consistindo nos processos de austêmpera e de têmpera e partição. Os tratamentos térmicos foram realizados na Empresa Tecnotêmpera Tratamentos Térmicos que está situada na cidade de Guaramirim - SC. Foi realizada uma réplica para cada condição de tratamento térmico.

A seguir estão as etapas do processo de austêmpera. É possível visualizar um esquema deste processo na Figura 28.

Figura 28 – Representação esquemática do processo de austêmpera.



Fonte: Adaptado de Rodrigues (2016).

1. Pré-aquecimento, efetuado em um forno a gás à temperatura de 450 °C por 60 min;
2. Austenitização, realizada em um forno contendo sais fundidos a uma temperatura de 910 °C, por um período de 60 min;
3. Austêmpera a 320 e 380 °C, por tempos de 10, 30 e 60 min, conforme indicado no esquema da Figura 28, realizada em forno com sais fundidos;
4. Resfriamento ao ar até a temperatura ambiente.

A temperatura e o tempo de austenitização tem influência na concentração de carbono na fase austenítica, sendo que quanto mais elevada a temperatura, maior será a concentração de carbono. O objetivo é avaliar a influência do tempo e temperatura da austêmpera, então a temperatura de austenitização foi fixada com base no trabalho de Baracho (2017).

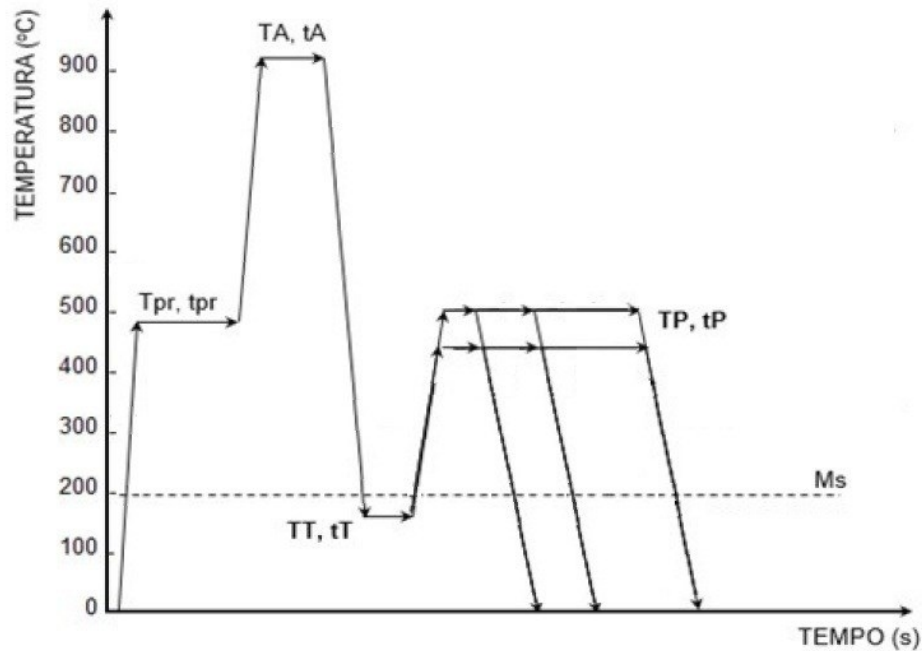
As temperaturas de austêmpera foram definidas com o objetivo de avaliar o efeito da taxa de nucleação no grau do refinamento da microestrutura, e também a associação da temperatura de austêmpera com as propriedades mecânicas após o ensaio de tração e dureza no ADI. É compreendido com, base na literatura que temperaturas baixas promovem microestruturas mais refinadas e temperaturas elevadas conferem uma microestrutura com ferrita grosseira.

A temperatura de 320 °C foi definida com base nos trabalho realizado por Baracho (2017) e a temperatura de 380 °C foi selecionada através do trabalho de Rodrigues (2016). Ambas as temperaturas são aplicadas no processo de austêmpera utilizado em itens automotivos.

Os critérios para a definição dos tempos para a etapa de austenitização foram definidos com base no estudo de Ramos (2008), que encontrou um volume considerável de fração transformado de ausferrita a partir de 5 min e volume máximo de fração transformada de ausferrita com tempo de 60 min.

As etapas do processo de têmpera e partição estão definidas a seguir. Na Figura 29 podemos visualizar um esquema deste processo.

Figura 29 – Representação esquemática do ciclo de têmpera e partição.



Fonte: Adaptado de Campigotto (2018).

1. Pré-aquecimento, efetuado em um forno a gás à temperatura ( $T_{pr}$ ) de 450 °C por ( $t_{pr}$ ) 60 min;
2. Austenitização, realizada em um forno contendo sais fundidos a uma temperatura ( $T_A$ ) de 910 °C, por um período ( $t_A$ ) de 60 min;
3. Têmpera na temperatura ( $T_T$ ) 180 °C, pelo tempo ( $t_T$ ) de 30 s, realizada em forno com sais fundidos;
4. Austêmpera a ( $T_P$ ) 320 e 380 °C, por tempos de ( $t_P$ ) 10, 30 e 60 min, conforme indicado no esquema da Figura 29, realizada em forno com sais fundidos;
5. Resfriamento ao ar até a temperatura ambiente.

### 3.2.2 Simulações numéricas

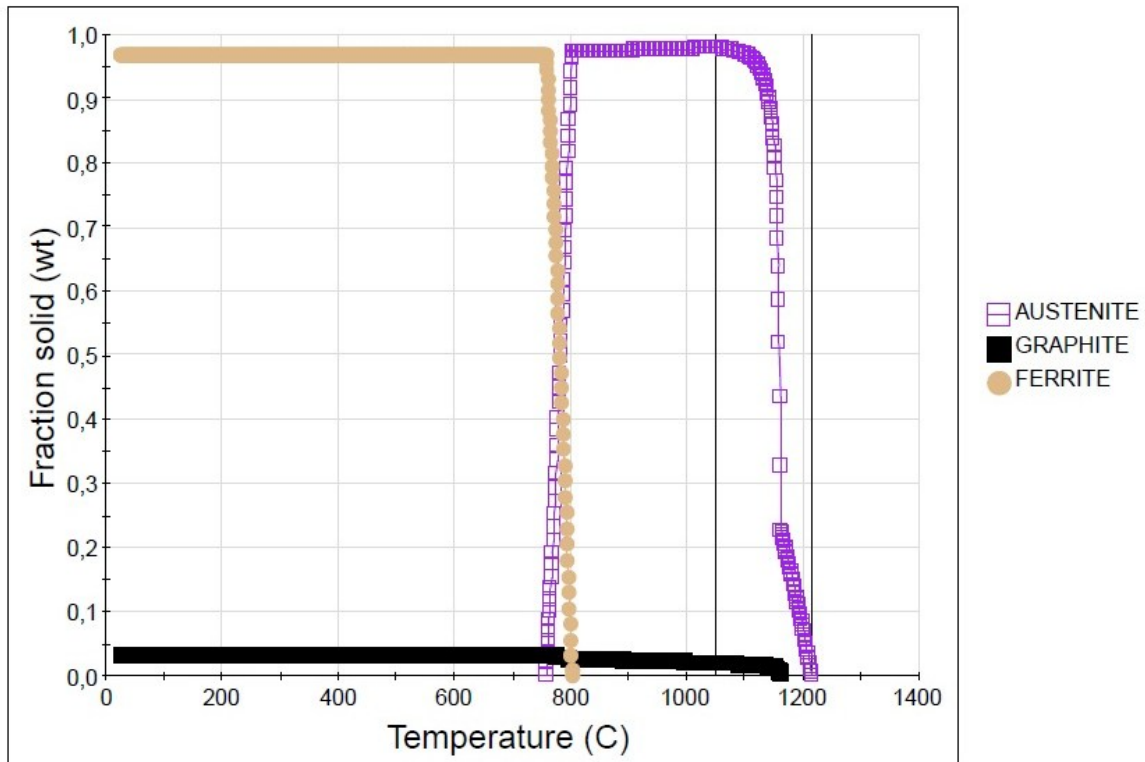
Para a determinação das temperaturas críticas de transformação de fase, foram realizados cálculos termodinâmicos, através de simulações numéricas com a utilização do programa JMatPro®, que além disso permitiu:

- A determinação das principais propriedades térmicas da liga objeto deste estudo, ao longo do tratamento térmico, entre elas a expansão térmica em função da temperatura, cuja interpretação permite a determinação das

temperaturas críticas, associando os pontos de inflexão das curvas às temperaturas onde ocorrem as mudanças de fase;

- A obtenção dos diagramas de equilíbrio mostrando as fases em equilíbrio em função da temperatura, ilustrada na Figura 30;

Figura 30 – Frações da fase sólida em função da temperatura.

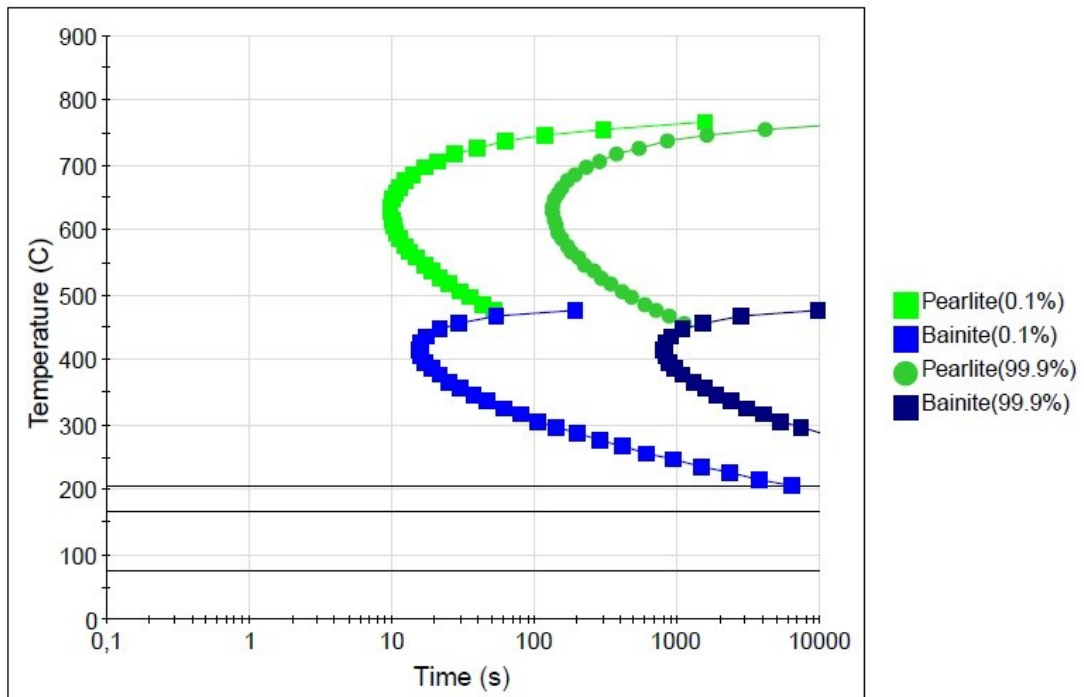


Fonte: O Autor (2019).

- O referido programa pode estimar a composição e as frações volumétricas das fases presentes, através de cálculos e minimizações da energia livre de Gibbs de um sistema delimitado pelo usuário (FIELDING, 2014). A confiabilidade dos resultados é função das bases de dados disponíveis para os vários subsistemas envolvidos no cálculo, sendo que sua aplicação foi validada em estudos desenvolvidos por Bhadeshia (2012) e Fielding (2014).
- A obtenção dos diagramas de tempo temperatura e transformação (TTT) como ilustrado na Figura 31;
- Diagramas das transformações de fase por resfriamento contínuo (CCT) como pode ser visto na Figura 32.



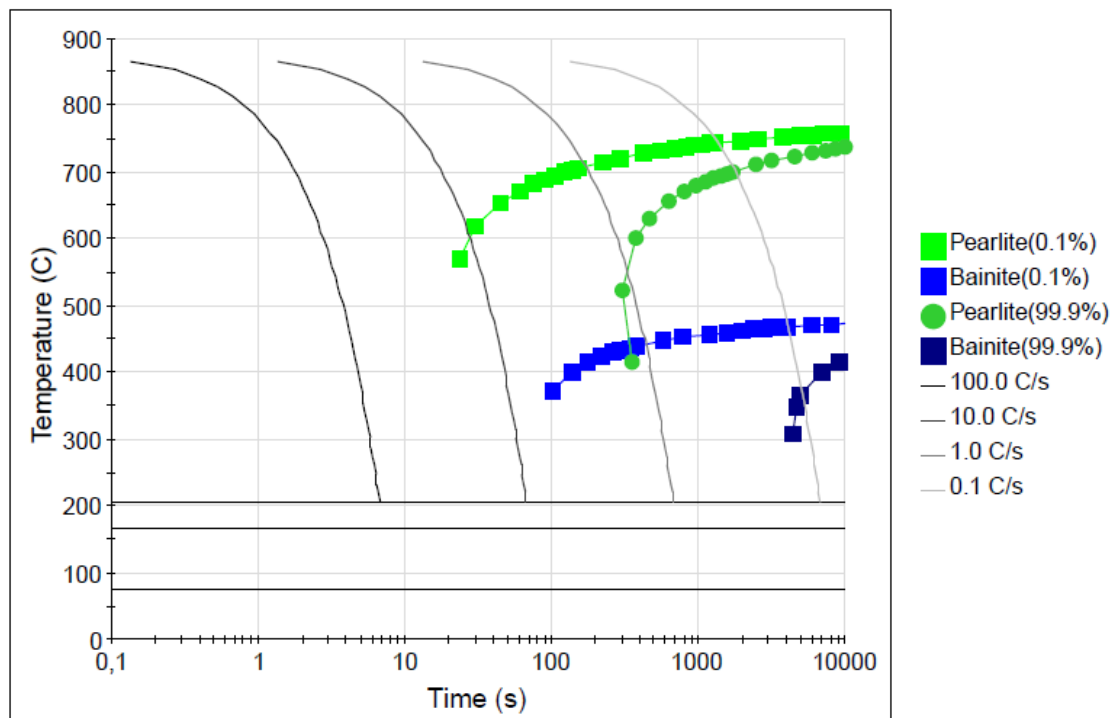
Figura 31 – Diagrama TTT da liga estudada neste trabalho.



Grain size : 7.6 ASTM  
Austenitisation : 880.0 C

Fonte: O Autor (2019).

Figura 32 – Diagrama CCT da liga estudada neste trabalho.



Fonte: O Autor (2019).

O JMatPro® é capaz de prever cineticamente e termodinamicamente vários sistemas e constitui a base de modelagem cinética deste estudo. As referidas simulações foram realizadas no Instituto SENAI de Inovação em Laser, em Joinville-SC.

As temperaturas de austenitização e austêmpera foram determinadas através da interpretação das curvas de expansão linear versus temperatura e dos diagramas TTT, que resultaram das simulações numéricas no programa JMatPro®.

De acordo com o diagrama TTT da Figura 31, a temperatura de início de transformação martensítica é 205 °C.

A escolha das temperaturas, também, se baseou em estudos reportados na literatura, a fim de comparação e comprovação de resultados, como por exemplo, os estudos realizados pelos autores Mateo *et al.* (2005), Carmo (2011) e Fielding (2014).

Para a seleção da temperatura de têmpera utilizada levou em consideração a temperatura de início de transformação martensítica (Ms), o cálculo utilizado para determinar o valor de Ms foi através da equação experimental proposta por Andrews (1965), a equação relaciona a composição química da austenita para definir a temperatura do início de transformação de fase.

$$Ms = 539 \text{ °C} - 423 \times (\%C) - 30,4 \times (\%Mn) - 12,1 \times (\%Cr) - 7,5 \times (\%Mo) - 7,5 \times (\%Si)$$

Devido à dificuldade de determinar a composição química da liga quando o bloco Y está na etapa de austenitização, foi considerado a análise realizada por Silva (2013), que através do uso do programa Thermcalc® foi possível determinar a composição química da austenita na temperatura de austenitização. Os resultados apresentados na Tabela 9 foram obtidos através de interpolação linear dos resultados obtidos por Silva (2013).

Tabela 9 – Comparação da composição química da liga e da austenita no trabalho de Silva (2013) e neste trabalho.

	Elemento químico %p	C	Si	Mn	Cr	Cu	Ni	Mo
Silva (2013)	Composição química da liga	3,49	2,22	0,24	0,03	0,49	0,01	0
	Composição química da austenita	0,78	2,28	0,229	0,0308	0,503	0,0102	0
Este trabalho (2019)	Composição química da liga	3,2	2,232	0,124	0,012	0,01	1,114	0,182
	Composição química da austenita	0,715	2,294	0,118	0,0123	0,01	1,1363	0,219

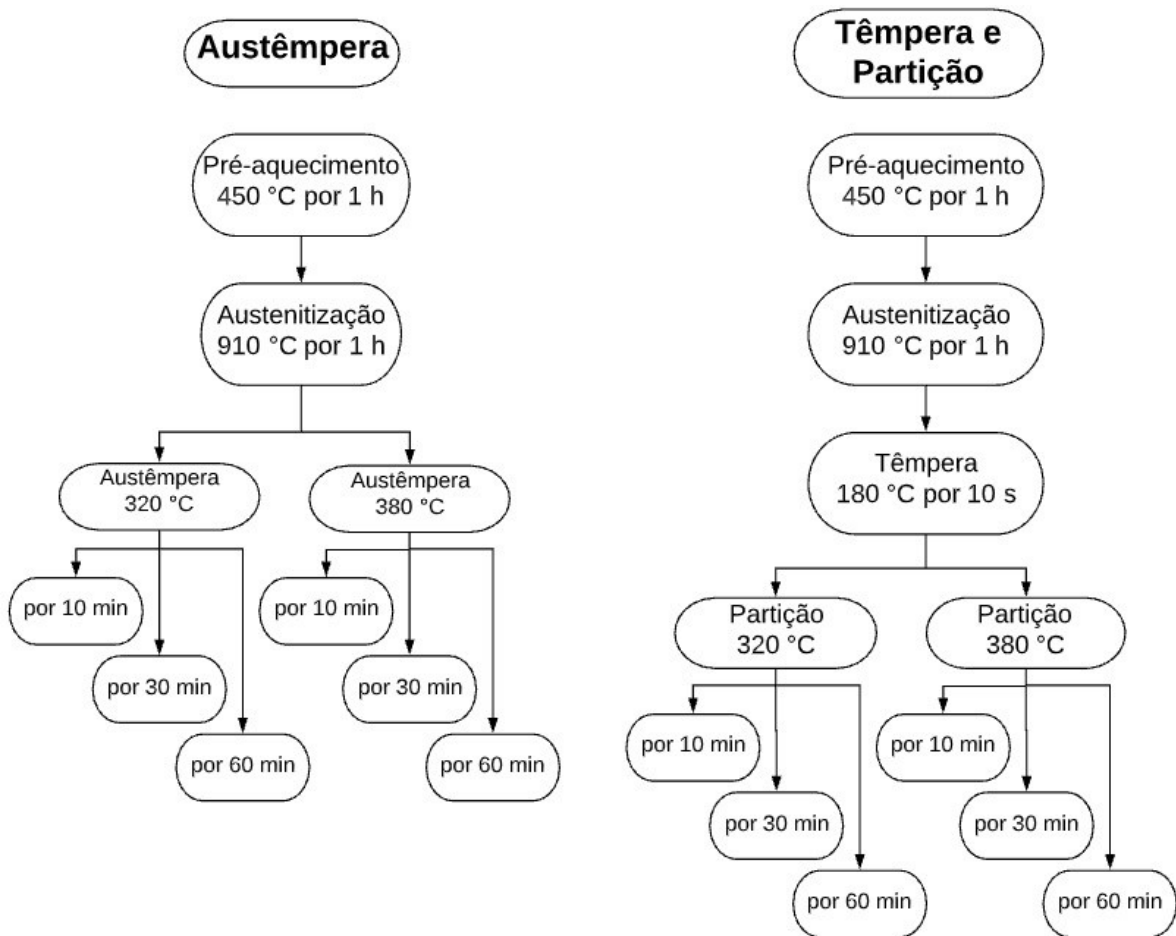
Fonte: O Autor (2019).

Os dados de Tabela 9 foram utilizados na equação de Andrews, a temperatura de Ms resultou em 214 °C, também foi levado em consideração a recomendação feita por Silva (2013) para utilizar a temperatura de têmpera pelo menos 10 °C de Ms, desta forma a temperatura para este trabalho foi definida como 180 °C.

As temperaturas e tempos para a etapa de partição foram definidas com base nos trabalhos de Rodrigues (2016) e Baracho (2017), sendo estas 320 °C e 380 °C, a duração desta etapa foram definidas em 10, 30 e 60 min.

A Figura 33 apresenta um fluxograma das etapas do processo de tratamento térmico para cada condição experimentada neste trabalho.

Figura 33 – Fluxograma do processo de tratamento térmico realizado neste trabalho.

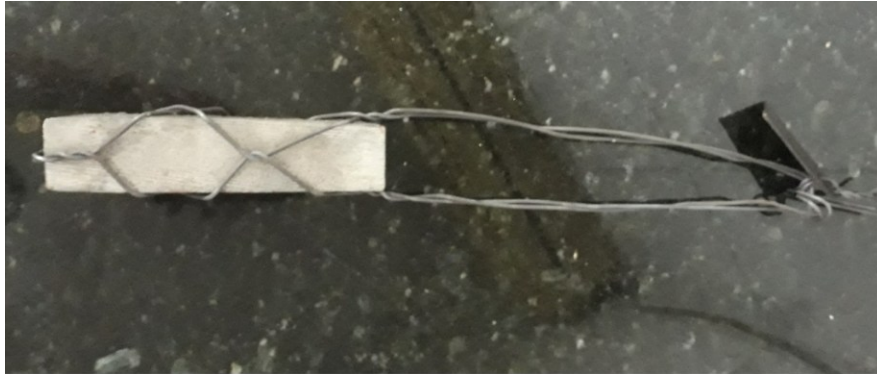


Fonte: O Autor (2019).

As temperaturas dos fornos foram controladas com o auxílio do programa FieldLogger®, disponível na Empresa Tecnotêmpera.

Durante as etapas do processo de tratamento térmico, cada corpo de prova foi amarrado conforme a Figura 34 e em cada arame foi adicionado uma ficha numérica que ajuda na rastreabilidade do corpo de prova.

Figura 34 – Corpo de prova amarrado com a ficha de identificação antes de ser submetido ao tratamento térmico.



Fonte: O Autor (2019).

Após o ciclo de tratamento térmico, as peças foram submetidas ao processo de limpeza, que consiste nas etapas a seguir:

1. Imersão em um reservatório com água aquecida em temperatura de 70 °C por 15 min;
2. Após a remoção do tanque de água, as peças são imergidas em um tanque contendo ácido muriático, neste banho o tempo de permanência é de 30 s;
3. As peças são imersas em um tanque com água para a remoção da maior parte do ácido;
4. Para neutralizar o efeito do ácido a etapa seguinte consiste no mergulho em banho de base neutralizadora por 30 s;
5. É passado óleo protetivo para proteção das mesmas contra a oxidação;
6. É realizada a remoção do arame que envolve a peça.

### 3.2.3 Preparação metalográfica

Para a realização do estudo da microestrutura foi necessário efetuar o procedimento de preparação metalográfica que consistiu no embutimento em baquelita, seguido de lixamento para o que se utilizou uma sequência de lixas d'água com granulometria crescente na seguinte ordem: 360, 600, 800, 1200. Após o lixamento, para garantir uma superfície com a menor interferência dos riscos oriundos das lixas, foi realizado o polimento das amostras em politriz rotativa juntamente com pasta de diamante de 0-2 micra e posterior 0-1/2 micra. A preparação metalográfica

foi realizada junto ao Laboratório de Tecnologia e Caracterização Mecânica do Instituto Senai de Inovação, em Joinville - SC.

Para a análise microestrutural, ainda, foi necessário submeter as amostras a ataque químico, utilizando o reagente Nital 4%. O tempo de ataque químico foi de aproximadamente 3 a 4 segundos em cada amostra.

#### **3.2.4 Microscopia Eletrônica de Varredura**

A técnica de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) foi utilizada com o intuito de caracterizar os aspectos morfológicos da transformação de fase durante algumas das condições experimentais de austêmpera e de têmpera e partição.

As análises em MEV foram feitas em um microscópio eletrônico de varredura por emissão de campo FEG-ZEISS® modelo SUPRA 55VP, utilizando a interface para análise de imagem com elétrons secundários (SE), junto ao Instituto SENAI de Tecnologia e Inovação, em Joinville - SC.

#### **3.2.5 Ensaio de Dureza Brinell**

O ensaio de dureza Brinell foi realizado em cada amostra tratada termicamente para correlação dos resultados de tração com a dureza obtida, também é possível relacionar a temperatura e tempo de austêmpera na influência da dureza obtida após o tratamento térmico.

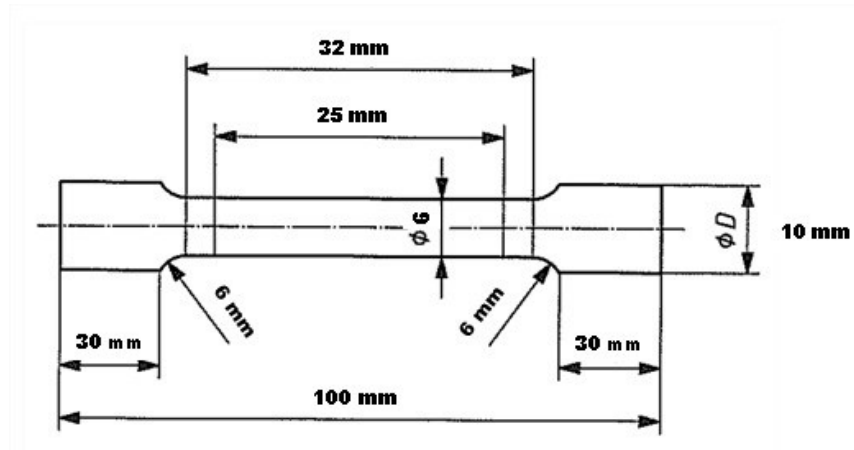
Os ensaios de dureza foram executados em um durômetro da marca Wolpert com penetrador esférico de 10 mm de diâmetro e carga de 3000 kgf, após a liberação da carga, a leitura do diâmetro de impressão foi realizada com o auxílio de um programa QuickBrinell®.

#### **3.2.6 Ensaio de tração**

Para determinar as propriedades mecânicas de limite de escoamento, limite máximo a tração e alongamento das ligas após o tratamento térmico, foram realizados os ensaios em corpos de prova usinados de acordo com a Norma ASTM E-8, as dimensões do corpo de prova pode ser observado na Figura 35.

Os ensaios de tração foram executados no Laboratório da empresa Metalab, em Joinville - SC. O equipamento utilizado foi da marca Emic modelo DL100t, os resultados foram fornecidos pelo programa Tesc-Emic. Foram realizados dois corpos de prova para cada condição de tratamento térmico.

Figura 35 – Dimensões do corpo de prova de tração.



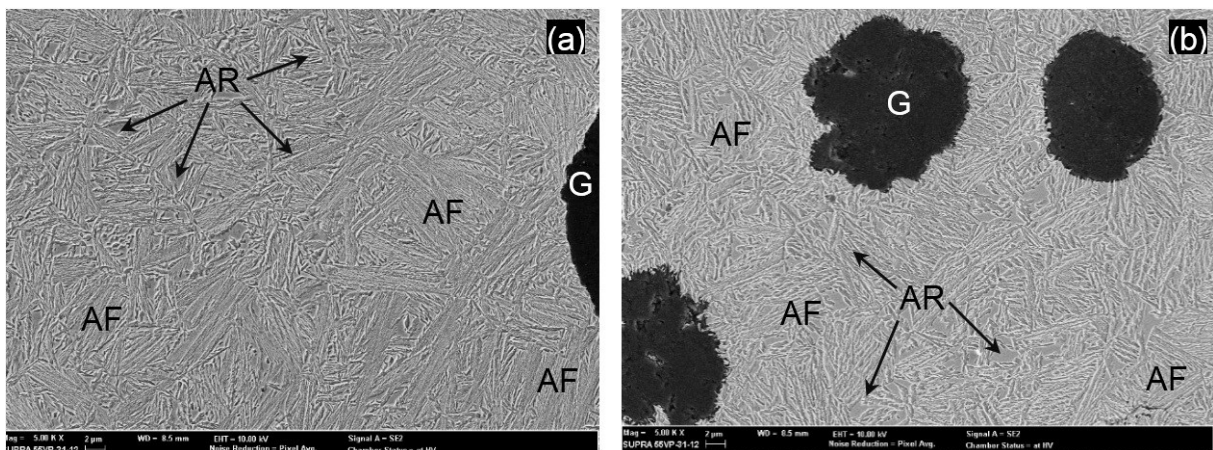
Fonte: Adaptado de ASTM E-8M (2009).

## 4 RESULTADOS OBTIDOS

### 4.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL NO ESTADO AUSTÊMPERA

Imagens de microscopia eletrônica de varredura com detector de elétrons secundários da liga austemperada por 60 min a 320 e 380 °C são apresentadas na Figura 36. Observa-se uma microestrutura homogênea e com predomínio de ausferrita, nucleada preferencialmente nos contornos dos antigos grãos austeníticos e nas interfaces grafita-austenita, bem como austenita retida, como indicado nas microfotografias.

Figura 36 – MEV: Microestrutura de amostra austemperada por 60 min: (a) a 320 °C e (b) a 380 °C. Ataque Nital 4%. Legenda: AF (ausferrita), G (Grafita) e AR (Austenita Retida), 4000x.



Fonte: O Autor (2019).

Chama a atenção, nas microfotografias, a homogeneidade da microestrutura obtidas nas regiões povoadas de nódulos de grafita, mais acentuada nas proximidades delas. Por outro lado, constata-se gradientes de microestruturas nas regiões com menos densidade de grafita, como os observados pelo Schegoscheski (2017).

As imagens de MEV permitem ilustrar, também, o efeito da temperatura de austêmpera no refino da microestrutura. A microestrutura das amostras austemperadas à temperatura de 320 °C, apresentam maior número de pacotes de feixes de ripas de ferrita bainítica e de feixes mais finos, quando comparadas com as

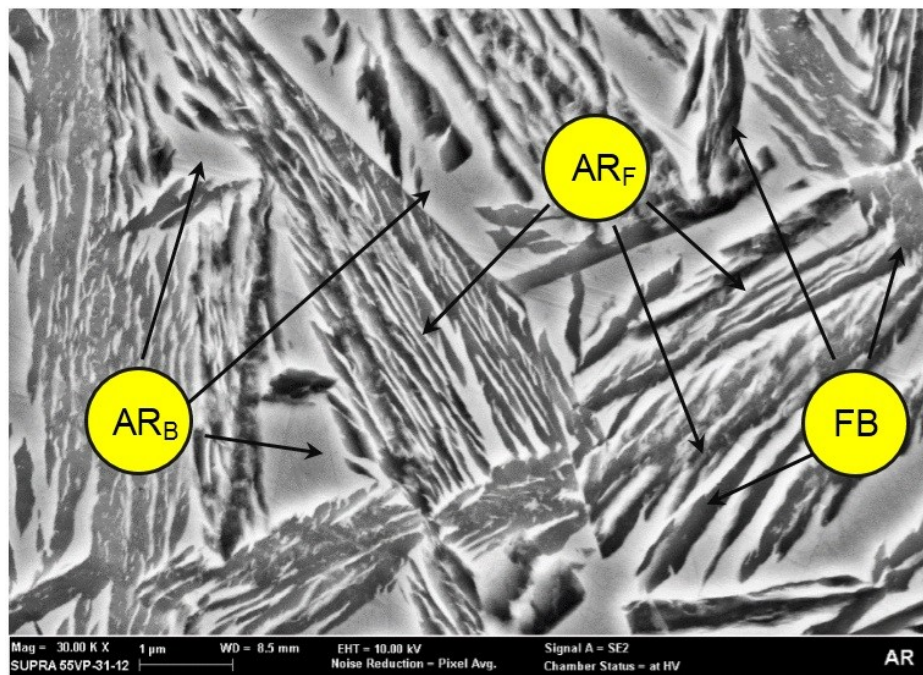


imagens das amostras austemperadas a 380 °C. Este resultado está de acordo com a literatura, a qual reporta que menores temperaturas de austêmpera promovem maiores taxas de nucleação, (YESCAS, BHADESHIA, 2001).

Pode-se observar, também, independentemente da temperatura de austêmpera que a austenita retida apresenta diferentes morfologias, tanto em forma de filmes finos ( $AR_{FF}$ ) entre as ripas de ferrita bainítica (FB), como na forma de blocos ( $AR_B$ ), no encontro dos agrupamentos de feixes, conforme aparece identificado com setas na Figura 37. Austenita em forma de blocos é menos observada na temperatura de 320°C.

Figura 37 – MEV: Microestrutura da amostra austemperada 380 °C, 60 min. 30.000x.

Reagente: Nital 4%. Legenda:  $AR_B$ - Austenita retida em Blocos,  $AR_{FF}$  – Austenita retida em filmes, FB – Ferrita Bainítica.



Fonte: O Autor (2019).

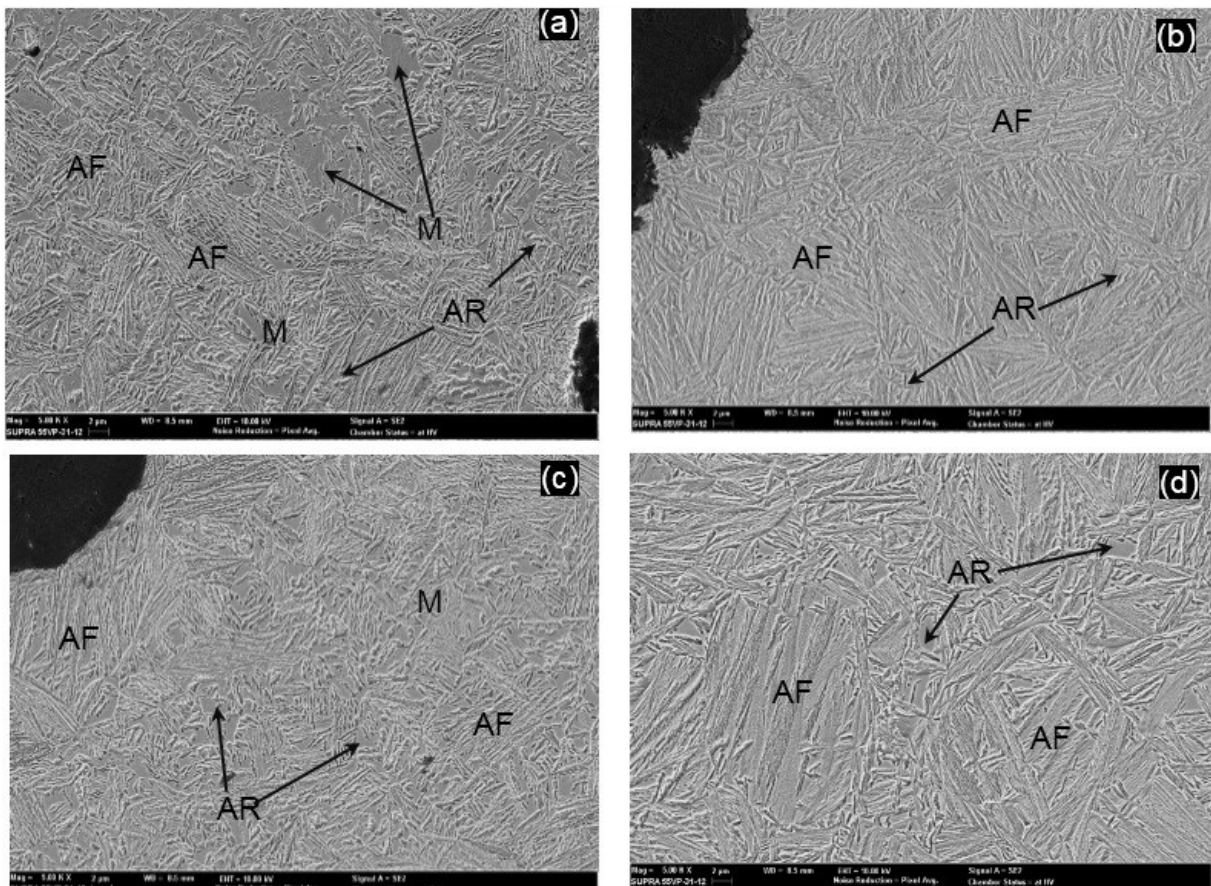
Constatou-se, também, que na medida em que aumenta a temperatura e o tempo de austêmpera aumenta o espaçamento entre os filmes de austenita retida e sua largura.

## 4.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL NO ESTADO DE TÊMPERA E PARTIÇÃO

As imagens de microscopia eletrônica de varredura com detector de elétrons secundários da liga temperada a 180 °C, por 10 s, seguida de partição por 30 e 60 min a 320 e 380 °C, respectivamente, são apresentadas na Figura 38.

De modo geral, em cada uma das amostras examinadas, independentemente da temperatura de partição, observou-se uma microestrutura constituída por colônias de martensita em ripas muito finas, acompanhada de feixes pronunciados de ausferrita e austenita retida.

Figura 38 – MEV: Microestrutura das amostras temperadas a 180 °C por 10 s, seguidas de partição a: (a) 320 °C/30 min, (b) 320 °C/60 min, (c) 380 °C/30 min e (d) 380 °C/60 min. Reagente: Nital 4%, 5000x. Legenda: M- Martensita, AF – Ausferrita, AR- Austenita retida.

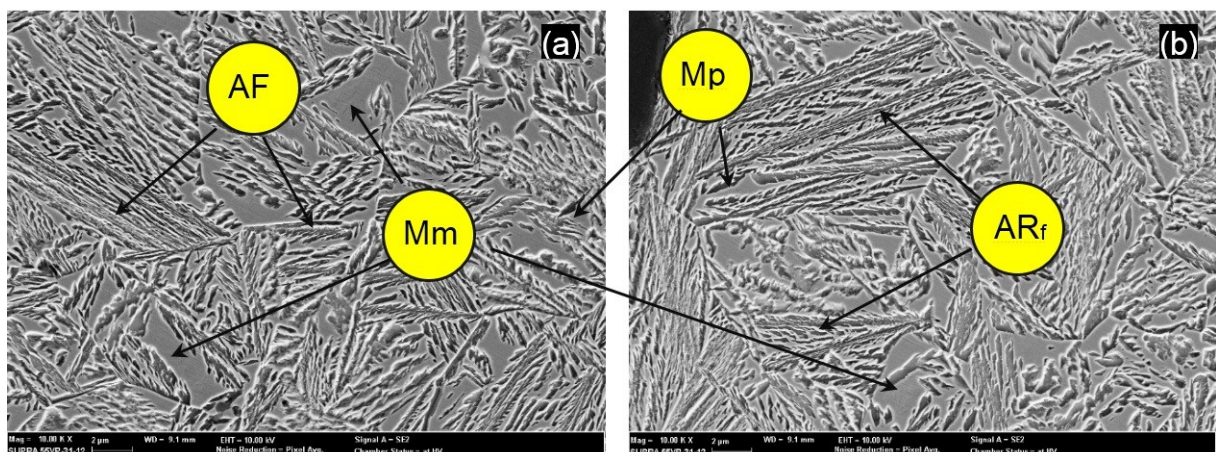


Fonte: O Autor (2019).

Na Figura 38 é possível verificar que, ainda, para um tempo de partição de 30 min há abundância de martensita, oriunda de uma transformação bainítica interrompida em um momento onde o teor de carbono não é suficiente para a formação de austenita retida. Na amostra tratada a 380 °C as regiões martensíticas são mais discretas.

Observa-se, também, que na medida em que o tempo de partição aumenta há uma acentuada formação de uma microestrutura com formato acicular constituída por: I- placas primárias de martensita (Mp), nucleada fundamentalmente em contorno de grão austenítico durante a têmpera, com crescimento aparente ao longo da partição; II- feixes finos de ausferrita (AF), nucleada em contorno de grão austenítico durante a partição e nos contornos dos nódulos de grafita; III- filmes finos e/ou partículas de austenita retida (AR), entremeando as placas de martensita; IV- martensita massiva (M<sub>M</sub>), que corresponde com a austenita intercrítica levemente enriquecida de carbono e com pouca estabilidade; V- blocos de austenita retida (AR<sub>B</sub>), localizados preferencialmente em junções triplas de grãos, como ilustrado nas micrografias da Figura 39.

Figura 39 – MEV: Microestrutura das amostras temperadas a 180 °C por 10 s, seguidas de partição a: (a) 320 °C/30 min, (b) 380 °C/30 min. Reagente: Nital 4%, 10.000x. Legenda: Mp- Martensita primária, M<sub>M</sub>-Martensita Massiva, AF – Ausferrita, AR- Austenita retida.



Fonte: O Autor (2019).

Por outro lado, constatou-se que os feixes de ausferrita mostram-se com tamanho menor e mais refinados nas amostras tratadas a 320 °C, podendo estar

relacionado às dificuldades para a ocorrência dos mecanismos de nucleação e crescimento, durante a transformação de fase, em temperatura mais baixa, quando comparada com o aspecto morfológico das amostras tratadas a 380 °C.

#### 4.3 CARACTERIZAÇÃO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO

As propriedades obtidas através dos ensaios mecânicos podem ser vistas na Tabela 10 que contempla os resultados da austêmpera e na Tabela 11 os resultados do processo de têmpera e partição, onde são apresentados os limites de resistência (LR), limites de escoamento (LE), alongamento (%) e dureza Brinell (HB) para cada condição de tratamento térmico.

Tabela 10 – Resultados obtidos dos ensaios mecânicos para o processo de Austêmpera.

Temperatura de Austêmpera (°C)	Tempo de Austêmpera (min)	Tensão de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência à tração (MPa)	Alongamento (%)	Dureza média (HB)
320	10	1034	1146	1,2	441
320	30	939	1210	4,6	375
320	60	991	1216	6,2	367
380	10	804	1005	3,9	398
380	30	744	963	8,3	310
380	60	753	884	4,8	301

Fonte: O Autor (2019).

Tabela 11 – Resultados obtidos dos ensaios mecânicos para o processo de Têmpera e Partição.

Temperatura de Partição (°C)	Tempo de Partição (min)	Tensão de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência à tração (MPa)	Alongamento (%)	Dureza média (HB)
320	10	1105	1181	0,9	430
320	30	1034	1260	3,5	400
320	60	1065	1251	4,1	385
380	10	822	985	3,9	335
380	30	777	1018	3,2	322
380	60	816	1078	8,2	317

Fonte: O Autor (2019).

A Figura 40 estabelece a tendência do comportamento no limite de escoamento e resistência máxima na tensão máxima em função do tempo e temperatura de austêmpera e de têmpera e partição. Os gráficos foram gerados com base nos resultados encontrados na Tabela 10 e Tabela 11.

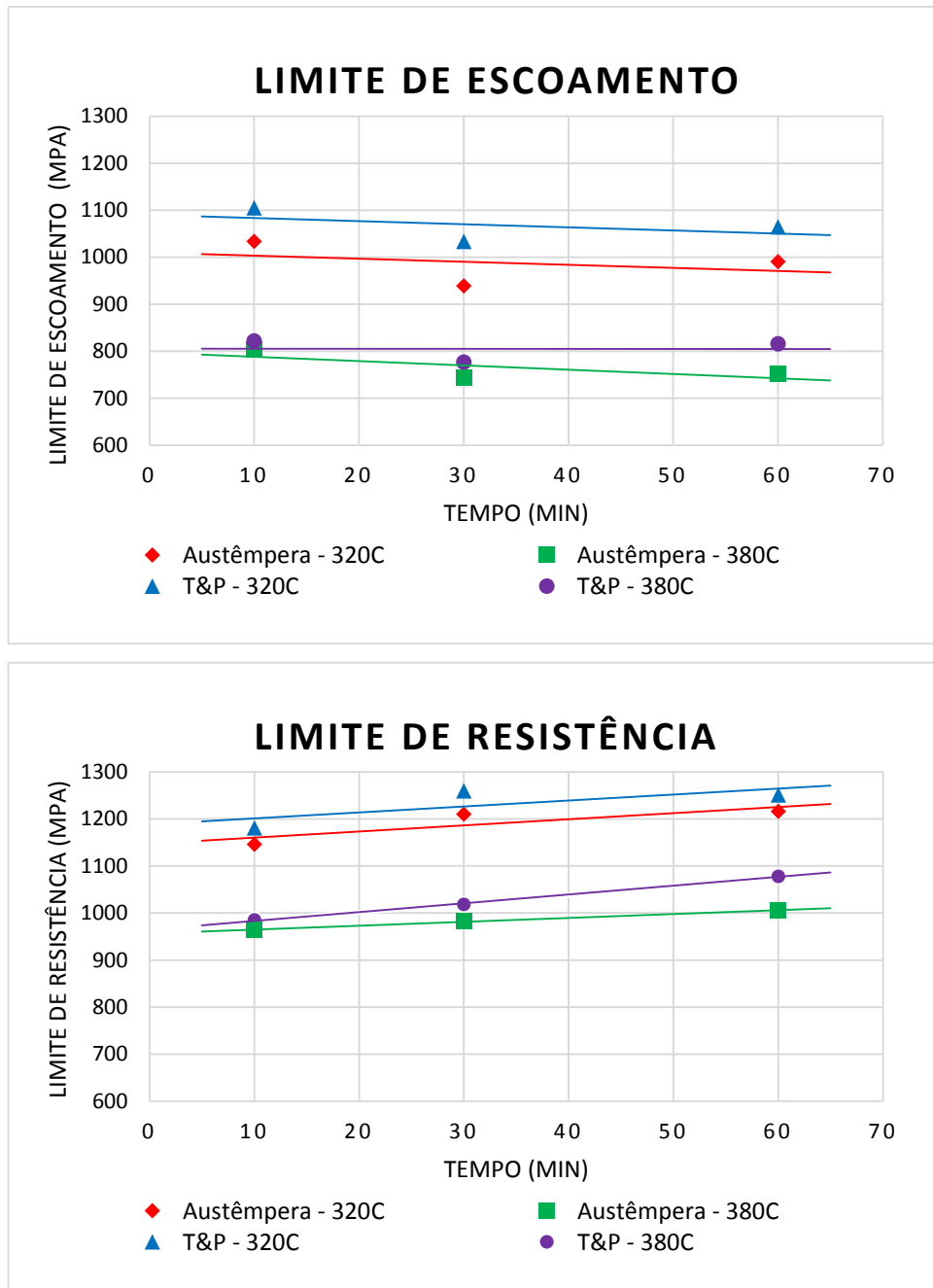
O comportamento exibido nos gráficos da Figura 40 sugerem os valores de limite de escoamento (LE) e limite de resistência (LR) dos ferro fundido nodular são mais altos quando submetido à temperatura menor de austêmpera e de têmpera + partição, neste caso 320 °C, podendo estar associado à morfologia refinada dos constituintes microestruturais, conforme discutido no item anterior. Silva (2013) cita que analogamente ao processo de austêmpera, a temperatura de partição possui influência no refino da microestrutura, para temperaturas menores, ocorre uma diminuição do tamanho das agulhas de ferrita, além da tendência de reduzir a fração volumétrica da austenita retida na ausferrita.

Estrutura refinada de ferrita acicular e pequenas quantidades de austenita retida contribuem para melhores resultados de resistência a tração. Com o aumento da temperatura de austêmpera ocorre a diminuição da quantidade de austenita retida. Essas mudanças resultam na diminuição da resistência (RODRIGUES, 2016).

É possível observar uma variação do comportamento entre os processos, sendo que em temperatura de 320 °C (austêmpera e têmpera + partição) com o aumento do tempo, ocorreu um aumento da tensão máxima suportada, em detrimento da tensão de escoamento. Isto pode estar associada ao aumento da fração

volumétrica de austenita retida, com o aumento do tempo, que aumenta a tenacidade do material, como caracterizado por Campigotto (2018).

Figura 40 – Relação entre o limite de escoamento e limite de resistência mecânica à tração com o tempo de tratamento térmico de austêmpera e de têmpera e partição.



Fonte: O Autor (2019).

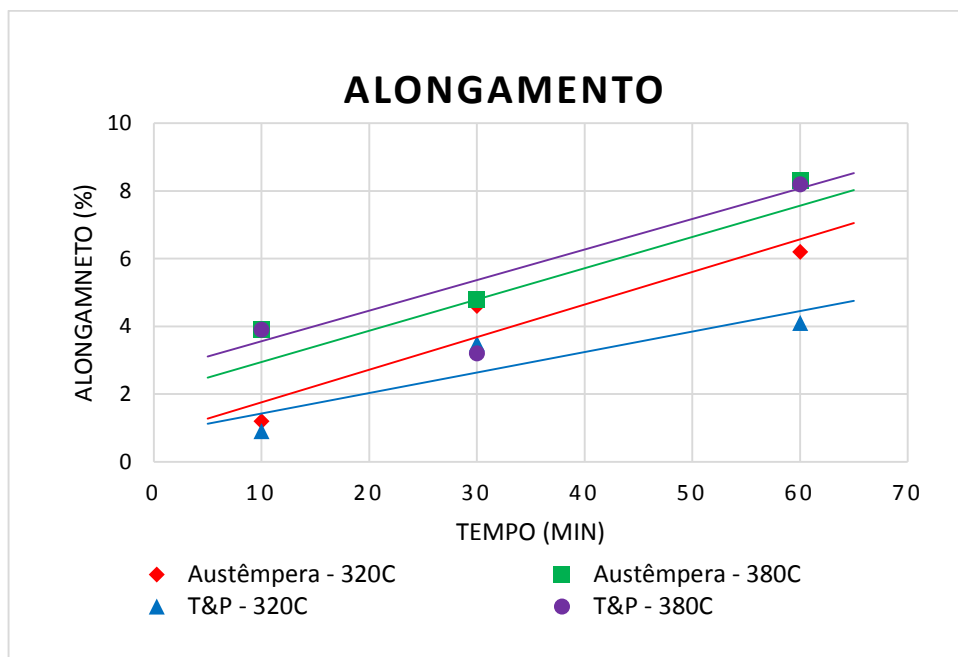
Por outro lado, na Figura 41, é possível observar a tendência para o aumento do alongamento com o aumento da temperatura em ambos os processos pois em



temperatura maiores, há menores frações de ferrita acicular e se aumenta a fração volumétrica de austenita redita (SILVA, 2013).

Os valores de limites de resistência mais alto foram obtidos nas amostras tratadas por têmpera e partição, podendo estar associados à presença de martensita. Nas condições experimentais, onde observou-se em menor proporção a presença de martensita, obtiveram-se uma leve queda no comportamento mecânico.

Figura 41 – Relação entre o alongamento com o tempo de tratamento térmico de austêmpera e de têmpera e partição.



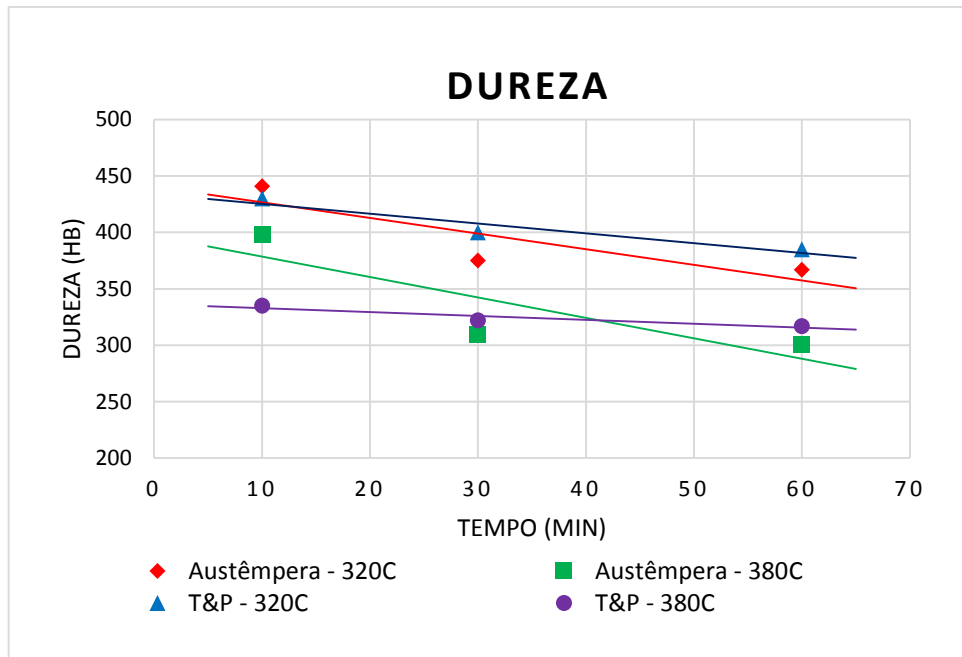
Fonte: O Autor (2019).

Segundo Rodrigues (2016), o aumento do alongamento com o aumento do tempo de tratamento é justificado pela morfologia da ausferrita, que para temperaturas de austêmpera maiores, apresenta feixes de ferrita acicular com aspecto mais grosseiro e com uma menor distorção, ocasionado por uma taxa de nucleação menor e crescimento dos feixes maior, o que proporciona resultados de ductilidade superiores.

Os resultados de dureza Brinell estão apresentados em forma de gráfico de tendência na Figura 42, para ambos os processos (austêmpera e têmpera + partição) é possível identificar uma queda no valor de dureza com o aumento do tempo da etapa

isotérmica. Outro fator interessante a ser analisado é a tendência de temperaturas mais elevadas fornecerem durezas menores.

Figura 42 – Relação entre a dureza Brinell com o tempo de tratamento térmico de austêmpera e de têmpera e partição.



Fonte: O Autor (2019).

A dureza do material, também, está relacionada à microestrutura, sendo assim, a microestrutura do ferro fundido tratado a temperaturas maiores apresenta uma matriz onde o aspecto do feixe ausferrítico é mais grosseiro, devido à taxa de nucleação ser menor e, conseqüentemente, haverá maior enriquecimento de carbono na austenita durante a transformação de fase, devido a difusão do carbono ser maior em temperaturas elevadas, havendo maior fração volumétrica de austenita retida com ductilidade, o que justifica resultados menores de dureza (RODRIGUES, 2016).

A dureza ser mais elevada para tempos menores da etapa isotérmica do resfriamento está associada para curtos períodos, onde há transformação incompleta, podendo gerar martensita, ao aumentar o tempo, a quantidade de carbono presente na austenita retida aumenta, chegando a um ponto que se torna estável com o resfriamento até temperatura ambiente.



## 5 CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos neste trabalho de conclusão de curso, é possível concluir que:

- Estudos com microscopia eletrônica de varredura revelaram uma microestrutura multifásica que é predominantemente formada por ausferrita e austenita retida, nas condições experimentais de austêmpera, e por martensita, ausferrita e austenita retida, nas condições experimentais de têmpera e partição.
- Foi possível observar a influência das diferentes condições experimentais sobre a morfologia da ferrita acicular, onde para temperaturas maiores a ferrita se apresenta em feixes de ripas mais espessas, tornando a matriz mais grosseira, enquanto para temperaturas menores a nucleação das agulhas, são priorizadas no lugar de seu crescimento, revelando uma microestrutura mais refinada.
- Verificou-se que, independentemente das condições de tratamento térmico de austêmpera ou de têmpera e partição, a austenita retida se desenvolve na forma de filmes finos, entre as ripas de ausferrita, e na forma de blocos, no encontro dos agrupamentos de feixes.
- Observou-se que, ainda, para um tempo de partição de 30 min à temperatura de 320 °C houve abundante formação de martensita massiva, oriunda de uma transformação bainítica interrompida em um momento onde o teor de carbono não é suficiente para estabilizar a austenita. Na amostra tratada a 380 °C as regiões de martensita massiva não foram observadas, sugerindo a prática desta condição experimental seja um melhor desempenho na absorção de energia durante impactos.
- Foi possível constatar o efeito da temperatura de tratamento térmico na morfologia da ausferrita. As amostras tratadas a 320 °C apresentam uma ferrita acicular mais curta e fina do que as tratadas a 380 °C, onde se mostram mais longa e espessa.
- Constatou-se um aumento gradual do alongamento, associado ao aumento do limite de resistência mecânica, com o aumento do tempo independentemente

de qual seja a temperatura de tratamento. Os valores mais expressivos de alongamento foram contatados na temperatura de tratamento de 380 °C, em ambas as rotas investigadas.

- Os valores de limites de resistência mais elevado foram obtidos nas amostras tratadas por têmpera e partição, podendo estar associados à presença de martensita. Nas condições experimentais, onde observou-se em menor proporção a presença de martensita, obtiveram-se uma leve queda nos limites de resistência.
- O tratamento de têmpera e partição reportou os valores mais altos de alongamento, quando comparados aos obtidos nas condições experimentais de austêmpera.
- Os valores elevados de dureza, associados a tempos menores de tratamento, são consequência da expressiva fração de martensita massiva na morfologia da transformação de fase nessas condições experimentais.

## 6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com base nos resultados obtidos neste trabalho, segue abaixo algumas sugestões para trabalhos futuros:

- Determinar a fração volumétrica de austenita retida, com auxílio de difração de raios X;
- Estabelecer a correlação entre os parâmetros de tratamento térmico na fração volumétrica de austenita retida e no comportamento mecânico do material.

## REFERÊNCIAS

- ASTM A536. **Standard Specification for Ductile Iron Castings**. American Society For Testing And Materials, Astm International, USA, 2014.
- ASTM A897. **Standard Specification for Austempered Ductile Iron Castings**. American Society for Testing and Materials, ASTM International, USA, 2011.
- BALZER, M. E. **DETERMINAÇÃO DA “JANELA DE PROCESSO” DE AUSTÊMPERA DE UM ADI SEM ADIÇÃO DE ELEMENTOS DE LIGA ATRAVÉS DE ENSAIOS MECÂNICOS E METALOGRAFICOS**. 2003. 85 p. Dissertação de Mestrado – Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.
- BARACHO, L. L. A. **ANÁLISE COMPARATIVA DA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DO FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO**. 2017. 93 p. Dissertação de Mestrado – Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal Fluminense, RJ.
- BARBOSA, P. A. **Furação de Ferros Fundidos Austêmperados e Nodular Perlitico**. Dissertação de mestrado – Universidade Federal de Uberlândia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2009.
- BENAM, A. S. **Effect of alloying elements on austempered ductile iron (ADI) properties and its process: Review**, China Foundry. 12 (2015) 55-70
- BHADESHIA, H. K. D. H., 2012 **More Complete theory for the calculation of the Martensite-start temperature**. 2012
- BONETI, L. L. T.; **Influência dos Parâmetros de Tratamento Térmico de Austêmpera na Microestrutura e propriedades de tração de um ferro fundido nodular**. Dissertação de Mestrado – Universidade Estadual de Ponta Grossa, 2014.
- CALLISTER, W. D. **Ciências e engenharia de materiais: uma introdução**. 7. ed. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos, 2008. 705 p.
- CAMPIGOTTO, G. M. **Comportamento microestrutural e mecânico de ferro fundido nodular ao ni+cu, quando submetido a diferentes condições de austêmpera e têmpera e partição**. 2018. 71. Monografia de Graduação- Curso de Engenharia Automotiva, Centro Tecnológico de Joinville, Universidade Federal de Santa Catarina, Joinville, 2018.
- CARMO, D. J. **Obtenção e caracterização de aço fundido bainíticos com elevada resistência à fadiga mecânica de alto ciclo**. Tese de Doutorado, UFMG, 2011.

CHENG, H. H.; KUAN T. L.; **A study on microstructure and toughness of copper alloyed and austempered ductile irons.** Materials Science and Engineering A. V. 528 p. 5706-5712. 2011.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos.** 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1996. 600 p.

COELHO, D. M. de S. **Efeito da Temperatura de Austenitização no Processo de Têmpera e Partição.** 2008. 100 f. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais e Metalurgia) - Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2008.

DEL SANT, R. **Estudo da transformação da austenita retida em martensita induzida por deformação plástica em aços multifásicos.** 2010. 159 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2010.

DO CARMO, D.J. **Desenvolvimento do processo tecnológico de fabricação de peças em ferro fundido nodular austêmperado (ADI).** Dissertação de Mestrado – Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, 2003.

ELLIOTT, R. **Cast Iron Technology.** Butterworths p.244. London, 1988.

FIELDING, L. C. D. **Understanding Toughness and Ductility in Novel Steels with Mixed Microstructures,** Cambridge, UK, 240p. Tese de Doutorado – University of Cambridge, 2014.

FRANCKLIN, A. R. **Um breve estudo sobre ferro fundido nodular.** UEZO, Rio de Janeiro, 2009.

GUMIENNY, G.; GIETKA, T., **Continuous Cooling Transformation (CCT) Diagrams Of Carbide Nodular Casting Iron,** Archives of Metallurgy and Materials, volume 60, p. 705-710, 2015.

KEOUGH, J. R. **ADI developments in North America-Revisited.** World Conference on Austempered Ductile Iron, Chicago, 2002

KEOUGH, J. R.; HAYRYNEN, K.L.; PIOSZAK, G.L. **Designing with Austempered Ductile Iron (ADI).** AFS Proceedings. 2010.

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, v.62, n. 3, p. 357-360, 2008.

KOVACS, B. V. **Austempered Ductile Iron: Fact and Fiction.** Modern Casting. In: World Conference On Austempered Ductile Iron. Chicago, p.38-41, n.3, 1990.

KOVACS, B. V. **The effect of alloying elements and their segregation in ADI.** In: World Conference On Austempered Ductile Iron. Chicago, p. 201-270, n-1, 1991.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 945-1: Microstructure of Cast Irons - Part 1: Graphite Classification by Visual Analysis.** Germany: Iso, 2017.

JÚNIOR, A. R. M. **Influência dos Elementos de Liga Cu-Ni-Mo nas Propriedades Mecânicas e na Austemperabilidade do ADI.** 2009. 143 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2009.

LOPES, C. L. **Estudo da Influência da Microestrutura na Cinética de Austenitização na Zona Crítica e Propriedades Mecânicas de Ferros Nodulares Austemperados Duais.** 2014. 194 p. Tese - Curso de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2014.

LUSSOLI, R. J. **Efeito da Adição de Cobre e da Seção da Peça sobre as Características Microestruturais e Mecânicas de Ferro Fundido Nodular Austemperado.** 2003. 98 p. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Materiais, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2003.

MACHADO, M. A. **Desenvolvimento dos Parâmetros de Tratamento Térmico de Ferro Fundido Nodular Austemperado ASTM987 Grau II.** 2006. 102 p. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalurgia e de Materiais (PPGEM), Departamento de Metalurgia de Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, RS. 2007.

MAGALHÃES, E. F. **Caracterização e Proposição de Métodos Estimativos das Propriedades Monotônicas e Cíclicas dos Ferros Fundidos Nodulares.** 2011. 166 p. Dissertação (Mestrado) – Área Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais da EESC, IFSC, IQSC, Universidade de São Paulo, SP. 2011.

MARTINS, A. R. F. de A. **Têmpera e Partição em Aços de Alta Resistência Contendo Ni: Modelagem Cinética, Microestrutura e Propriedades Mecânicas.** 2007. 194 f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica) - Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2007.

MATEO, C. G; CABALLERO, F. G; BHADESHIA, H. K. D. H. **Mechanical properties of low-temperature bainite.** Materials Science Forum, Madrid, v. 500-501, p.495-502, 2005.

MATLOCK, D.K.; SPEER, J.G **Processing Opportunities for New Advanced High-Strength Sheet Steels.** Materials and Manufacturing Processes, n.25, p.7-13, 2010.

MORGAN, H.L. **Introduction to foundry production and control of austempered ductile irons.** The British Foundryman. p. 98 - 108, feb./mar., 1987

NASCIMENTO, D. **Apostila de ferros fundidos,** Sociedade Educacional de Santa Catarina, Joinville, setembro/2009.

- PUTATUNDA, S. K. **Development of Austempered Ductile Cast Iron (ADI) with Simultaneous High Yield Strength and Fracture Toughness by a Novel Two-step Austempering Process**. *Materials Science & Engineering*, v. 315A, n. 1, p. 70-80, 2001.
- PUTATUNDA, S. K. **Influence of austempering temperature on microstructure and fracture toughness of high-carbon, high-silicon and high-manganese cast steel**. *Materials Design*. V.24, p.435-444. 2003
- RAMOS, D. S. **Estudo de Aspectos Cinéticos da Transformação Bainítica Incompleta em Ferros Fundidos Nodulares Austêmperados**. Dissertação de Mestrado – Instituto Superior Tupy, Joinville, 2008.
- RODRIGUES, R. B. **Microestrutura e propriedades mecânicas de um ferro fundido nodular ao Cu e Ni+Cu sob condições variáveis de Austêmpera**. 2016. 105 p. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica, Centro Universitário Sociesc – Sociedade Educacional de Santa Catarina, Joinville, 2016.
- SAHOO S. K.; PATNAIK S. C.; SEN S. et al. **An austempering Study of ductile iron and the effect of copper addition to the tensile properties of austempered ductile iron**. *Journal of Materials and Metallurgical Engineering*, v. 3 p1-7, 2013.
- SCHEGOSCHESKI, A. L. **Caracterização De Ferro Fundido Nodular Sob Diferentes Condições De Austêmpera**. 2017. 67. Monografia de Graduação- Curso de Engenharia Automotiva, Centro Tecnológico de Joinville, Universidade Federal de Santa Catarina, Joinville, 2017.
- SHELTON P. W.; BONNER A. A. **The effect of copper additions to the mechanical properties of austempered ductile iron (ADI)**. *Journal of Materials Processing Technology*, 2006, p.269-274, 2006.
- SILVA, A. J. S. T. **Tempera e Partição em Ferros Fundidos Nodulares**. 2013. 132 p. Dissertação (Mestrado) – Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Universidade de São Paulo, SP. 2013.
- SILVA, C. **Influência do Número de Nódulos de Grafita nas Propriedades Mecânicas do Ferro Fundido Nodular Austemperado**. 2005. 116 p. Dissertação (Mestrado) – Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, MG. 2005.
- SOUZA, B. V. **Desenvolvimento de Ferro Fundido Austemperado (ADI) em Banho de Zinco-Alumínio**. 2015. 68. Dissertação de Mestrado - Curso de Engenharia e Tecnologia de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2015.
- SOUZA, R. R. **Comportamento Microestrutural E Mecânico Do Aço 4140 Após Tratamento De Têmpera E Partição (T&P) Para Uso Em Elementos De Fixação**. 2017. 94 p. Dissertação de Mestrado, Curso de Engenharia Mecânica, Sociedade Educacional de Santa Catarina, Joinville, 2017.

**SOUZA, T. N. F. Produção e Caracterização Física e Mecânica de Ferros Fundidos Nodulares e Ferros Fundidos Nodulares Austemperados com Adição de Nióbio.** 2012. 166 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia de Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2012.

**SPEER, J.G.; EDMONDS, D. V.; RIZZO, F.; MATLOCK, K. D. Partitioning of carbon from supersaturated plates of ferrite, with application to steel processing and fundamentals of the bainite transformation.** Current opinion in solid state and Materials Science, v.8, n.3-4, p. 219-237, 2004.

**SPEER, J.G. et al. The Quenching and Partitioning process: Background and Recent Progress.** Material Research, v. 8, n. 4, p. 417-423, 2005.

**TARTERA, J., MARSAL, M.; SIMÓN J. Ferro fundido austemperado (ADI); um novo material para o futuro.** Fundição. Porto, p.170, 1986.

**TRUDEL, A.; GAGNÉ, M. Effect of composition and Heat Treatment parameters on the Characteristics of Austempered Ductile Irons.** Pergamon, Canadá, 1997.

**VOORT, G. F. V. Metallography And Microstructures.** Vol. 9. Ohio. ASM Handbook, 2004. 2733 p.

**YESCAS, M. A.; BHADSHIA, H. K. D. H.; MACKAY, D. J. Estimation of the amount of retained austenite in austempered ductile cast iron using neural networks.** Materials Science and Engineering. A-311, p.162-173, 2001.

**ZIMBA, J. Simbi, D.J. Navara E. Austempered ductile iron: an alternative material for earth moving components” Cement and concrete componentes.** Vol 25. 2003.