

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

GABRIEL MÜLLER CAMPIGOTTO

COMPORTAMENTO MICROESTRUTURAL E MECÂNICO DE FERRO FUNDIDO
NODULAR AO Ni+Cu, QUANDO SUBMETIDO A DIFERENTES CONDIÇÕES DE
AUSTÊMPERA E TÊMPERA E PARTIÇÃO

Joinville

2018

GABRIEL MÜLLER CAMPIGOTTO

COMPORTAMENTO MICROESTRUTURAL E MECÂNICO DE FERRO FUNDIDO
NODULAR AO Ni+Cu, QUANDO SUBMETIDO A DIFERENTES CONDIÇÕES DE
AUSTÊMPERA E TÊMPERA E PARTIÇÃO

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

Orientador: Dr. Modesto Hurtado Ferrer

Joinville

2018

GABRIEL MÜLLER CAMPIGOTTO.

COMPORTAMENTO MICROESTRUTURAL E MECÂNICO DE FERRO FUNDIDO
NODULAR AO Ni+Cu, QUANDO SUBMETIDO A DIFERENTES CONDIÇÕES DE
AUSTÊMPERA E TÊMPERA E PARTIÇÃO

Este Trabalho de Conclusão de Curso foi julgado adequado 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
Presidente

Dr. Alexandre Mikowski
Universidade Federal de Santa Catarina

Me. Antonio Carlos Pires Dias
Instituto Federal de Santa Catarina

Me. Gustavo Scheid Prass
Universidade Federal de Santa Catarina

Dedico este trabalho a meus pais, que sempre me apoiaram independente das dificuldades.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus por ter me dado a oportunidade de cursar esta faculdade para obter o estudo necessário para realização deste trabalho.

Ofereço minha gratidão da forma mais intensa a meus pais, Valdinei Campigotto e Susana Müller Campigotto, a minha irmã Milena Müller Campigotto por me apoiarem nos momentos mais difíceis da vida e me ensinarem valores que me tornaram o que sou hoje e que levarei por toda minha vida.

Agradeço minha namorada Daniele, que me ajudou a manter a calma e ser persistente neste período final da faculdade.

Agradeço a meu orientador e amigo, Prof. Dr. Modesto Hurtado Ferrer, que além de me proporcionar tudo o que foi necessário para realização deste trabalho, sempre esteve ao meu lado me aconselhando durante todo o período da faculdade.

Agradeço ao Clayton e a Instituição Senai, por darem apoio ao meu estudo realizando os testes necessários para realização deste trabalho.

Agradeço a empresa TupyTec e seus colaboradores por tornar possível a realização do estudo proposto neste trabalho.

E por fim, mas não menos importante, agradeço a todos meus amigos que me apoiaram durante toda a faculdade, a presença de cada um foi de suma importância para chegar até aqui.

“A gravidade explica os movimentos dos planetas, mas não pode explicar quem colocou os planetas em movimento. Deus governa todas as coisas e sabe tudo que é ou que pode ser feito”

Isaac Newton

RESUMO

O ferro fundido nodular austêmperado (ADI) é considerado um dos mais importantes materiais de engenharia por apresentar um atraente compromisso de propriedades mecânicas. As propriedades nestes materiais são resultado do controle das principais variáveis dos tratamentos térmicos que são desenvolvidos, objetivando uma microestrutura formada por feixes de ferrita acicular e austenita retida rica em carbono. Essa microestrutura garante ao ADI elevada resistência mecânica, resistência ao desgaste e ductilidade. Neste trabalho estudou-se o comportamento microestrutural e mecânico de uma liga de ferro fundido nodular, quando submetida a diferentes condições de temperatura e tempo no tratamento de austêmpera e no de têmpera e partição. Os tratamentos térmicos consistiram de um pré-aquecimento a 450°C, seguido da etapa de austenitização a 880°C por um tempo fixo de 60 min. A austêmpera foi realizada em banho de sais em temperaturas de 300°C e 380°C. Para a têmpera e partição, também, foram utilizados fornos com banho de sais, sendo que a têmpera se realizou a 160°C e a partição nas mesmas temperaturas da austêmpera. Os tempos, em ambos os ciclos de tratamento, variaram em 10 a 120 min. A caracterização microestrutural das amostras tratadas foi realizada com o auxílio das técnicas de microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura, ambas com interface para a análise de imagens. Foram realizados ensaios de impacto Charpy para determinar a energia absorvida em corpos de prova correspondentes com cada uma das condições experimentais desenvolvidas. 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. 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. Constatou-se um aumento gradual da energia absorvida com o aumento do tempo independentemente de qual seja a temperatura de tratamento. Os valores mais expressivos de energia absorvida foram constatados na temperatura de tratamento de 380°C, em ambas as rotas investigadas. O tratamento de austêmpera reporta valores mais altos de energia absorvida, quando comparados aos obtidos nas condições experimentais de têmpera e partição.

Palavras-chave: Ferro Fundido Nodular Austemperado; Têmpera e Partição; Austêmpera; Energia Absorvida; Austenita Retida.

ABSTRACT

The austempered ductile iron (ADI) is considered one of the most important engineering materials because it presents an attractive compromise of mechanical properties. The properties in these materials are the result of the control of the main variables of the thermal treatments that are developed, aiming a microstructure formed by bundles of acicular ferrite and retained austenite rich in carbon. This microstructure guarantees ADI high mechanical strength, wear resistance and ductility. In this work, the microstructural and mechanical behavior of a ductile cast iron alloy was studied when subjected to different temperature and time conditions in the treatment of austempering and quenching and partitioning. The heat treatments consisted of a preheating at 450°C, followed by the austenitizing step at 900° C for a fixed time of 60 min. The austempering was carried out in a salt bath at temperatures of 300°C and 380°C. For quenching and partitioning, salt-stoving furnaces were also used, and the quenching was carried out at 160 ° C and the partition at the same temperature as the austempering. The times in both treatment cycles ranged from 10 to 120 min. The microstructural characterization of the treated samples was performed with the aid of light optical microscopy (LOM) and electronic microscopy (SEM), both with an interface for image analysis. Charpy impact tests were performed to determine the energy absorbed in corresponding proof bodies with each of the experimental conditions developed. 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. It was found that, regardless of the heat treating conditions of austempering or quenching and partitioning, the retained austenite develops in the form of thin films, between the slats of ausferrite, and in the form of blocks, in the meeting of the groupings of bundles. There was a gradual increase in absorbed energy with increasing time irrespective of the treatment temperature. The most expressive values of absorbed energy were observed at the treatment temperature of 380°C, in both routes investigated. The treatment of austempering reports higher values of energy absorbed, when compared to those obtained in the experimental conditions of quenching and partitioning.

Keywords: Austempered Ductile Iron; Quenching and Partitioning; Austempering; Energy Absorbed; Austenite Retained.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Microestrutura usual dos ferros fundidos mais comuns. A) – Ferro fundido branco; b) – Ferro fundido cinzento; c)- Ferro fundido nodular; d) – ferro fundido vermicular.	18
Figura 2. Diagrama de equilíbrio Ferro-Carbono.....	19
Figura 3. Microestrutura típica do ADI.....	21
Figura 4. Efeito do cobre sobre o limite de resistência a tração, alongamento e dureza no ADI para diferentes temperaturas de austêmpera.....	23
Figura 5. Diagrama do ciclo de tratamento térmico para obtenção do ADI	24
Figura 6. Gráfico esquemático apresentando os dois estágios da reação de austêmpera e a janela do processo em função do tempo.	27
Figura 7. Microestrutura das amostras austemperadas a 380°C a um tempo de 10 min: a) Liga A; b) Liga B. Aumento de 500X. Legenda: M/A (martensita/austenita), G (grafita) e Fb (ferrita bainítica).....	29
Figura 8. Microestrutura das amostras austemperadas a 380°C a um tempo de 30 min: a) Liga A; b) Liga B. Aumento de 500X. Legenda: M/A (martensita/austenita), G (grafita) e Fb (ferrita bainítica).....	29
Figura 9. Microestrutura das amostras austemperadas a 380°C a um tempo de 60 min: a) Liga A; b) Liga B. Aumento de 500X. Legenda: M/A (martensita/austenita), G (grafita) e Fb (ferrita bainítica).....	30
Figura 10. Ciclo esquemático do tratamento de têmpera e partição	32
Figura 11. Etapas e microestruturas do tratamento de T&P.....	33
Figura 12. Morfologia da martensita em função do %C em solução.	34
Figura 13. Dureza da martensita em função do %C de acordo com diversos autores.	35
Figura 14. Imagens das amostras da liga 1 utilizadas por Silva (2013) particionadas a 300 e 375°C por 20 minutos.	38
Figura 15. Imagens das amostras da liga 1 utilizadas por Silva (2013) particionadas a 300 e 375°C por 60 minutos.	38
Figura 16. Imagens das amostras da liga 1 utilizadas por Silva (2013) particionadas a 300 e 375°C por 120 minutos.	39
Figura 17. Imagens das amostras da liga 2 utilizadas por Silva (2013) particionadas a 300 e 375°C por 20 minutos.	39

Figura 18. Imagens das amostras da liga 2 utilizadas por Silva (2013) particionadas a 300 e 375°C por 120 minutos.	40
Figura 19. Medidas adotadas para confecção do Bloco “Y”	43
Figura 20. Esquema das amostras obtidas para os ensaios. Cinza Escuro – Corpo de prova para ensaio de impacto; Cinza Claro – Corpo de prova para metalografia.	44
Figura 21. Representação do tratamento térmico de Austêmpera realizado.	45
Figura 22. Rotas de tratamento térmico de têmpera e partição.	46
Figura 23. Fluxograma do tratamento térmico de austêmpera e de tempera e partição.	48
Figura 24. Fornos em banho de sais utilizados para os tratamentos térmicos. (1) forno para pré-aquecimento a 450°C e (2) forno banho de sais para austenitização a 900°C.	49
Figura 25. Fornos em banho de sais utilizados para os tratamentos térmicos. (3) forno para a austêmpera/partição a 300 e 380°C e (4) forno para a têmpera a 160°C.	49
Figura 26. Corpos de prova envoltos e fio de arame pouco antes de serem submetidos ao tratamento térmico de têmpera e partição.	50
Figura 27. MO: Determinação de fração volumétrica de fases com auxílio de metalografia quantitativa. a) Imagem original, b) Imagem tratada: ferrita acicular (tons de cinza) e austenita retida (vermelho). Amostra da liga B austemperada a 380°C por 30min, 1000x.	52
Figura 28. Dimensões do corpo de prova do ensaio de impacto.	53
Figura 29. MO: Microestrutura de amostra bruta de fundição. Ataque Nital 4%. Legenda: F (Ferrita), G (Grafita) e P (Perlita).	54
Figura 30. MEV-ES: Microestrutura de amostra austemperada por 120min: (a) a 300°C e (b) a 380°C. Ataque Nital 4%. Legenda: AF (ausferrita), G (Grafita) e AR (Austenita Retida). (Ampliação de 4000x).	55
Figura 31. MEV-ES: Morfologia da transformação de fase nas regiões povoadas de grafita. Amostra austemperada por 120min a 300°C. Ataque Nital 4%. Legenda: AF (ausferrita), G (Grafita) e AR (Austenita Retida). (Ampliação de 2000 e 15000x, respectivamente).	56
Figura 32. MEV-ES: Microestrutura das amostras austemperadas por 30 e 120min a 300 e 380°C. Reagente: Nital 4%. Legenda: AR _B - Austenita retida em Blocos, AR _{FF} – Austenita retida em filmes, AF – Ausferrita. (Ampliação de 10000x).	57
Figura 33. MEV-BSD: Microestrutura das amostras temperadas a 160°C, seguidas de partição por 30min a 300 e 380°C. Reagente: Nital 4%. Legenda: M- Martensita, AF – Ausferrita, AR- Austenita retida. (Ampliação de 5000x).	58

Figura 34. MEV-ES: Microestrutura das amostras com partição por 60 e 120min a 300 e 380°C. Reagente: Nital 4%. (Ampliação de 15000x).....	59
Figura 35. Fração dos constituintes microestruturais em função da rota de tratamento térmico. Legenda: M: martensita, AF: ausferrita e AR: austenita retida.....	61
Figura 36. Energia absorvida (J) no ensaio de impacto Charpy conforme os parâmetros de tratamento.	63

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Composição química das ligas de ferro fundido nodular utilizadas por Rodrigues (2016).....	27
Tabela 2. Parâmetros determinados para realização do tratamento térmico das Ligas A e B por Rodrigues (2016).	28
Tabela 3. Composições químicas das ligas estudadas por Silva (2013)	36
Tabela 4. Valores de energia absorvida ao impacto da liga 1 de Silva (2013).	42
Tabela 5. Valores de energia absorvida ao impacto da liga 2 de Silva (2013).	42
Tabela 6. Composição química da liga de ferro fundido nodular, %p.....	43
Tabela 7. Composição química da austenita a 900°C nas ligas utilizadas por Silva e neste trabalho.....	47
Tabela 8. Fração volumétrica de fases determinadas por metalografia quantitativa, %.	60
Tabela 9. Valores de energia absorvida (J) para as condições de Austêmpera.	62
Tabela 10. Valores de energia absorvida (J) para as condições de Têmpera e Partição	62

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	15
1.1 OBJETIVOS	17
1.1 Objetivo Geral	17
1.2 Objetivos Específicos.....	17
2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA.....	18
2.1 FUNDAMENTOS DO FERRO FUNDIDO	18
2.2 FERRO FUNDIDO NODULAR.....	20
2.3 FUNDAMENTOS DO FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTÊMPERADO	21
2.3.1 Obtenção da Peça Fundida	22
2.4 EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA NO FERRO FUNDIDO NODULAR.....	22
2.5 TRATAMENTO DE AUSTÊMPERA.....	24
2.5.1 Morfologias das Transformações de Fase Durante a Austêmpera	25
2.5.2 Desenvolvimentos Recentes de Tratamentos Térmicos de Austêmpera em Ferros Fundidos Nodulares.....	27
2.5.3 Microestrutura dos Ferros Fundidos Nodulares após o Tratamento Térmico de Austêmpera	28
2.6 TRATAMENTO DE TÊMPERA E PARTIÇÃO	31
2.6.1 Etapas da Têmpera e Partição	32
2.6.2 Transformação Martensítica	34
2.6.3 Partição Térmica do Carbono entre a Martensita e a Austenita.....	35
2.6.4 Tratamentos Térmicos de Têmpera e Partição em Ferros Fundidos Nodulares	36
2.6.5 Microestrutura do Ferro Fundido Nodular Após o Tratamento Térmico de Têmpera e Partição	37
2.6.6 Propriedades Mecânicas do Ferro Fundido Nodular Após o Tratamento Térmico de Têmpera e Partição	41
3 METODOLOGIA.....	43
3.1 MATERIAIS	43
3.2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	45
3.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	50
3.3.1 Microscopia Óptica	51

3.3.2 Microscopia Eletrônica de Varredura	52
3.4 ENSAIO MECÂNICO DE IMPACTO.....	53
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	54
4.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO MATERIAL NO ESTADO BRUTO	54
4.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL NO ESTADO AUSTÊMPERA	55
4.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL NO ESTADO DE TÊMPERA E PARTIÇÃO	57
4.4 INFLUÊNCIA DAS CONDIÇÕES DE TRATAMENTO DE AUSTÊMPERA E DE TÊMPERA E PARTIÇÃO NA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE CONSTITUINTES MICROESTRUTURAIS	60
4.5 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA	61
5 CONCLUSÃO	65
6 RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	67
REFERÊNCIAS	68

1 INTRODUÇÃO

A indústria automotiva, assim como muitas outras, sempre incentivou a pesquisa de novos materiais ou a melhoria dos já existentes, para atender as crescentes demandas de forma satisfatória, tanto no que diz respeito aos custos quanto em propriedades mecânicas que supram os requisitos de projeto. Por este motivo, as pesquisas que tem objetivo de melhorar as propriedades mecânicas, assim como físicas e químicas, vêm se intensificando a cada ano. Por outro lado, o desenvolvimento desses materiais tem sido estimulado pelo esforço dos fabricantes de automóveis para diminuir o peso dos componentes, aumentar a economia de combustível, melhorar a segurança dos passageiros e reduzir o custo (ASSUNÇÃO, 2005).

Neste contexto o ferro fundido nodular se apresenta como um material promissor, utilizado amplamente em diversas aplicações no mundo inteiro, devido excelentes propriedades de fundição e pequena contração de solidificação, que o convertem num material de engenharia cada vez mais utilizado, impondo-se em campos até então reservados a outras ligas e métodos de conformação. Esforços despendidos em pesquisar este material, tem principalmente focado na possibilidade de melhoria nas propriedades mecânicas, através de processos tecnológicos tais como tratamento térmico ou adição de elementos de liga (PUTATUNDA, 2001; RODRIGUES, 2016).

O Ferro Fundido Nodular Austêmperado, conhecido pelas siglas ADI (Austempered Ductile Iron), consiste em um dos desenvolvimentos mais recentes dos ferros fundidos nodulares, o que propiciou um novo impulso nas suas aplicações. As notáveis vantagens do ADI, tais como baixo custo de matéria-prima, fácil fundibilidade, o que permite obter componentes com dimensões muito próximas das dimensões finais, menor massa específica, em torno de 10% menor que a dos aços e seu baixo consumo de energia na produção, cerca de 50% menor ao comparado com uma peça de aço forjado, o tornam em uma excelente opção para os engenheiros (PUTATUNDA, 2003; RAMOS, 2008; RODRIGUES, 2016; TRUDEL; GAGNÉ, 1997).

O ADI torna-se possível através de um processo de tratamento isotérmico, que consiste na austenitização da liga seguida de um resfriamento rápido até temperaturas no campo bainítico dos diagramas de transformações de fase, entre 240°C e 400°C. A microestrutura

resultante deste processo é conhecida como “Ausferrita”, a qual é constituída por feixes de ferrita acicular e austenita retida saturada em carbono, que proporcionam ao material alto desempenho se comparado com demais materiais ferrosos ou ligas de alumínio (KEOUGH, 2002). Este processo tecnológico torna este material, até duas vezes mais resistentes que o ferro fundido nodular convencional, um importante material de engenharia devido suas propriedades atrativas tais como, boa ductilidade, alta resistência a fratura, boa resistência ao desgaste e a fadiga (BONETI, 2014; PUTATUNDA, 2003).

Pela intrínseca correlação entre propriedades e microestrutura, dependentes principalmente das condições de tratamento térmico enfatiza-se a importância de estudar novas rotas de tratamento térmico e melhorar as rotas existentes, de modo a entender os diversos fatores que estão envolvidos na obtenção e processamento deste material.

Nesse sentido no presente trabalho faz-se um estudo do comportamento microestrutural e mecânico de uma liga de ferro fundido nodular, quando submetida a duas rotas de tratamento térmico: 1- austêmpera, 2- têmpera & partição, no contexto de um projeto de pesquisa que vem acontecendo em parceria com uma empresa local, visando ampliar o escopo de aplicações destes materiais.

1.1 OBJETIVOS

Os objetivos deste trabalho podem ser distinguidos como objetivo geral e objetivos específicos, os quais estão detalhados nas seções a seguir.

1.1 Objetivo Geral

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

1.2 Objetivos Específicos

- Realizar experimentos de austêmpera e de têmpera e partição, sob diferentes condições de temperatura e tempo, em liga de ferro fundido nodular;
- Caracterizar a microestrutura das amostras resultantes de cada arranjo experimental de austêmpera e de têmpera e partição;
- Caracterizar a energia absorvida durante ensaio de impacto Charpy em corpos de prova tratados em cada arranjo experimental de austêmpera e de têmpera e partição;
- Estabelecer correlações entre o comportamento microestrutural e a quantidade de energia absorvida durante impacto em condições experimentais preestabelecidas;
- Estabelecer correlações entre os parâmetros dos tratamentos térmicos de austêmpera e de têmpera e partição com os aspectos microestruturais e de comportamento mecânico.

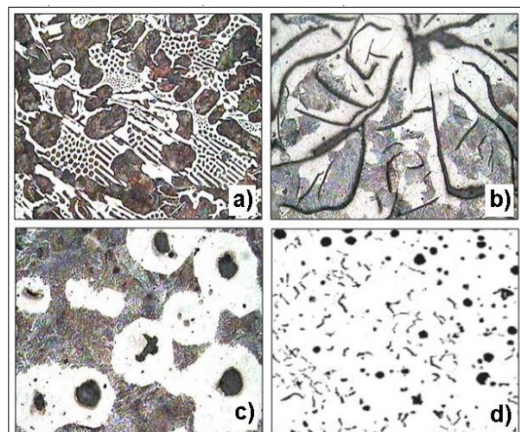
2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 FUNDAMENTOS DO FERRO FUNDIDO

O ferro fundido é definido como uma liga de ferro-carbono-silício onde os elementos podem variar entre 2,1 até 4% de carbono, enquanto o silício varia de 0,5 a 3%. O ferro fundido pode possuir mais elementos, porém os necessários para que o mesmo seja denominado ferro fundido, são estes. A quantidade em excesso de carbono neste tipo de material faz com que o mesmo fique parcialmente livre na forma de nódulos de grafita, veios, entre outros, fazendo desta variação de formato o fator que define que tipo de ferro fundido o material será (RODRIGUES, 2016).

Chiaverini (2002) enfatiza a existência de diversos tipos de ferros fundidos. Sua classificação é dada de acordo com a estrutura final obtida, isto é, dependem de sua matriz metálica, da morfologia, quantidade e distribuição de grafita na matriz do material e ainda do tratamento e distribuição de células eutéticas. Dentre essas combinações, se destacam o ferro fundido branco, ferro fundido cinzento, ferro fundido nodular e ferro fundido vermicular conforme a Figura 1.

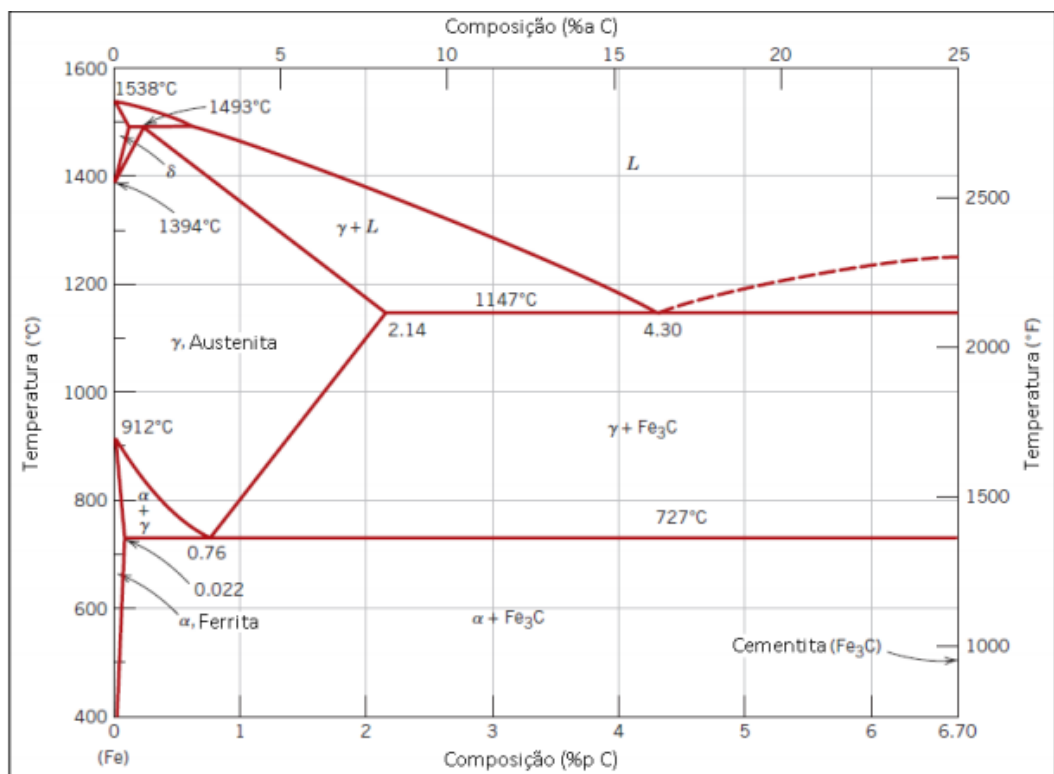
Figura 1. Microestrutura usual dos ferros fundidos mais comuns. A) – Ferro fundido branco; b) – Ferro fundido cinzento; c) - Ferro fundido nodular; d) – ferro fundido vermicular.



Fonte: Da Mota (2009).

O ferro fundido branco se diferencia pelo fato de praticamente todo o carbono na liga encontrar-se na forma de carbonetos, como cementita por exemplo, além de ser obtido através de uma taxa de resfriamento elevada. O ferro fundido cinzento, considerado o mais comum entre os ferros, é caracterizado pela forma de grafita em veios como pode ser visto na Figura 1-b, além de que as fases formadas na solidificação são austenita e grafita, conforme pode observar na Figura 2 que representa o diagrama de equilíbrio do Ferro-Carbono, no qual é possível observar as temperaturas de formação das fases em função dos diferentes teores de carbono. Os ferros fundidos nodulares, que serão utilizados neste trabalho, são caracterizados pela forma da grafita em esferas. Enquanto o ferro fundido vermicular é obtido através de uma combinação dos elementos de liga, como magnésio e titânio, formando uma grafita de uma forma intermediária entre os veios e as esferas conforme apresentado na Figura 1-d (SANTOS, 2000).

Figura 2. Diagrama de equilíbrio Ferro-Carbono.



Fonte: Callister (2007).

Callister (2007) afirma que através do diagrama de fases Fe-C apresentado na Figura 2, é possível entender a correlação entre a microestrutura e propriedades mecânicas de uma liga de ferro. Os diagramas de fases fornecem informações valiosas sobre a fusão, fundição, assim como seu tratamento térmico. Portanto, o diagrama de fases de um material é indispensável para que possa ser feito o tratamento térmico do mesmo, onde busca-se atingir determinada

microestrutura com intuito de encontrar as melhores propriedades mecânicas para cada aplicação.

2.2 FERRO FUNDIDO NODULAR

A concepção de combinar elementos de liga, como neste caso, liga de ferro fundido nodular ligada ao Cu e Ni+Cu, está altamente atrelado às necessidades da indústria por novos materiais que atendam determinado requisitos. Quando se combina uma boa liga e um tratamento térmico adequado, é possível encontrar diversas propriedades para um material específico, variando parâmetros de tempo e temperatura (MARTINS, 2007).

Mas para entender a combinação de uma liga de ferro fundido nodular, antes é necessário entender um pouco mais sobre o ferro fundido nodular em si. O ferro fundido nodular apresenta grafita em forma de nódulos, o que geralmente é preferível, pois nesta forma propicia um material com melhores propriedades mecânicas.

A formação dos nódulos acontece pela presença de elementos de liga e de impurezas presentes no metal líquido. A grafita pode realizar o seu crescimento de duas formas possíveis, através dos seus planos. O crescimento dos planos basais da estrutura hexagonal da grafita irá proporcionar a formação de nódulos, e o crescimento dos planos prismáticos a formação de lamelas. A microestrutura dos ferros fundidos é formada, por uma matriz metálica, podendo essa ser perlítica ou ferrítica, na qual estão dispersos os esferoides/nódulos de grafita.

As propriedades de resistência à tração e alongamento são muito influenciadas pelo grau de nodularização como também pelo número de esferóides por área (GUESSER, 2009).

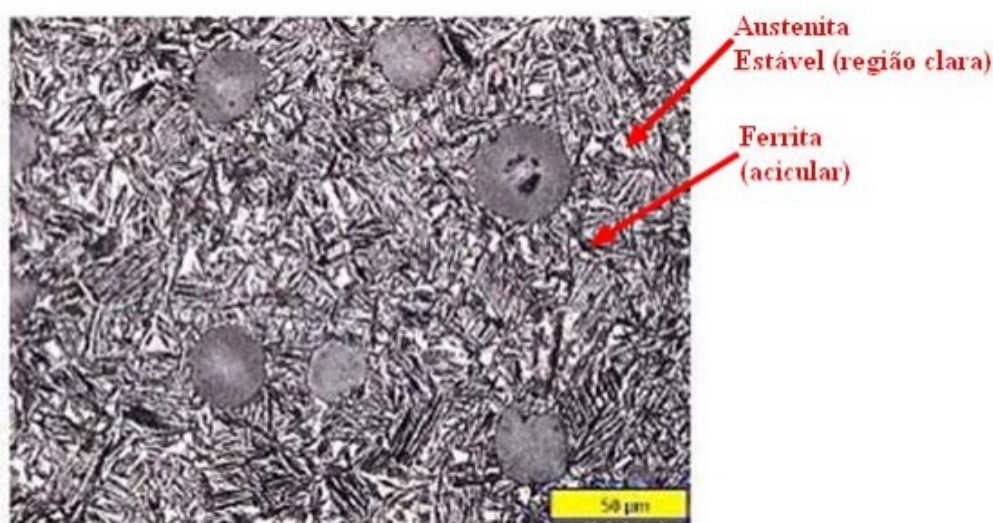
Algumas das vantagens do ferro fundido nodular, são o baixo custo, boa usinabilidade e fundibilidade, baixa relação peso/resistência. Isso faz com que os ferros fundidos nodulares sejam altamente empregados na indústria. Porém, adicionando elementos de liga no ferro fundido nodular, pode-se obter ainda melhores propriedades e ampliar ainda mais a gama de aplicações deste material. Entretanto, quando o ferro fundido nodular não se mostra capaz de suprir necessidades de certas aplicações, buscou-se o desenvolvimento de um derivado do ferro fundido nodular, o ADI, como já comentado. O uso do ADI passou a ser mais frequente devido a suas características de resistência ao desgaste. O ADI na verdade é um ferro fundido nodular comum após um tratamento de austêmpera, que é de onde surge seu nome.

2.3 FUNDAMENTOS DO FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTÊMPERADO

Como já dito, o ADI que é um derivado do ferro fundido nodular convencional, é conhecido por esta sigla devido a seu nome que vem do inglês Austempered Ductile Irons. Este é um dos desenvolvimentos mais recentes de ferro fundido nodular. Os ferros fundidos nodulares austemperados são obtidos após tratamento térmico de austêmpera, nos ferros fundidos nodulares brutos, e suas características principais são ótimas relações entre ductilidade, resistência mecânica, impacto e boa resistência ao desgaste.

A principal característica desta família de materiais é a microestrutura ausferrítica formada por agulhas de ferrita e placas de austenita estável de alto teor de carbono. Esta microestrutura está representada na Figura 3, conforme Keough et al. (2010) comenta em seu estudo.

Figura 3. Microestrutura típica do ADI.



Fonte: Keough Et al. (2010).

Outra vantagem do ADI, é que este pode chegar a uma diferença de 8% de redução de peso em relação aos aços forjados, devido justamente aos nódulos de grafita presentes na estrutura. Devido a esta particularidade do ADI, o mesmo se equivale em algumas classes a aços de maior resistência e até ligas não-ferrosas como o Alumínio, oferecendo condições técnicas para estudos de substituição destes materiais. Além destes fatores, o outro ponto importante a salientar é o custo de produção e usinagem deste material, que são significativamente menores, segundo Souza (2015).

2.3.1 Obtenção da Peça Fundida

O processo de tratamento térmico será estabelecido em função da qualidade esperada para a peça fundida, se o processo de fundição for alterado substancialmente, então o processo de tratamento térmico terá que ser alterado para compensar, portanto é importante que na fundição do ADI se faça os controles necessários para assegurar a consistência do mesmo (DO CARMO, 2003). Por este fato, para que a comparação dos resultados do tratamento térmico de austêmpera deste trabalho com os de Rodrigues (2016) sejam válidos de forma efetiva, todos os corpos de provas devem provir do mesmo processo de fundição, o que realmente aconteceu.

2.4 EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA NO FERRO FUNDIDO NODULAR

A adição de elementos de liga vem sendo cada vez mais uma alternativa para melhorar as propriedades mecânicas dos materiais, fazendo com que estes supram os requisitos de projeto. Porém a adição dessas ligas influencia não apenas em um parâmetro, como por exemplo apenas resistência a tração, e sim em vários, podendo otimizar alguns e denegrir outros. Por isso, pesquisas sobre os efeitos de cada elemento de liga adicionado em materiais são feitas para se obter o conhecimento necessário para adição de algum elemento em um material. A influência dos elementos de liga nas propriedades mecânicas do material se dá devido a alteração da microestrutura do mesmo, seja diretamente, ou após um tratamento térmico persuadido pela adição de algum elemento de liga.

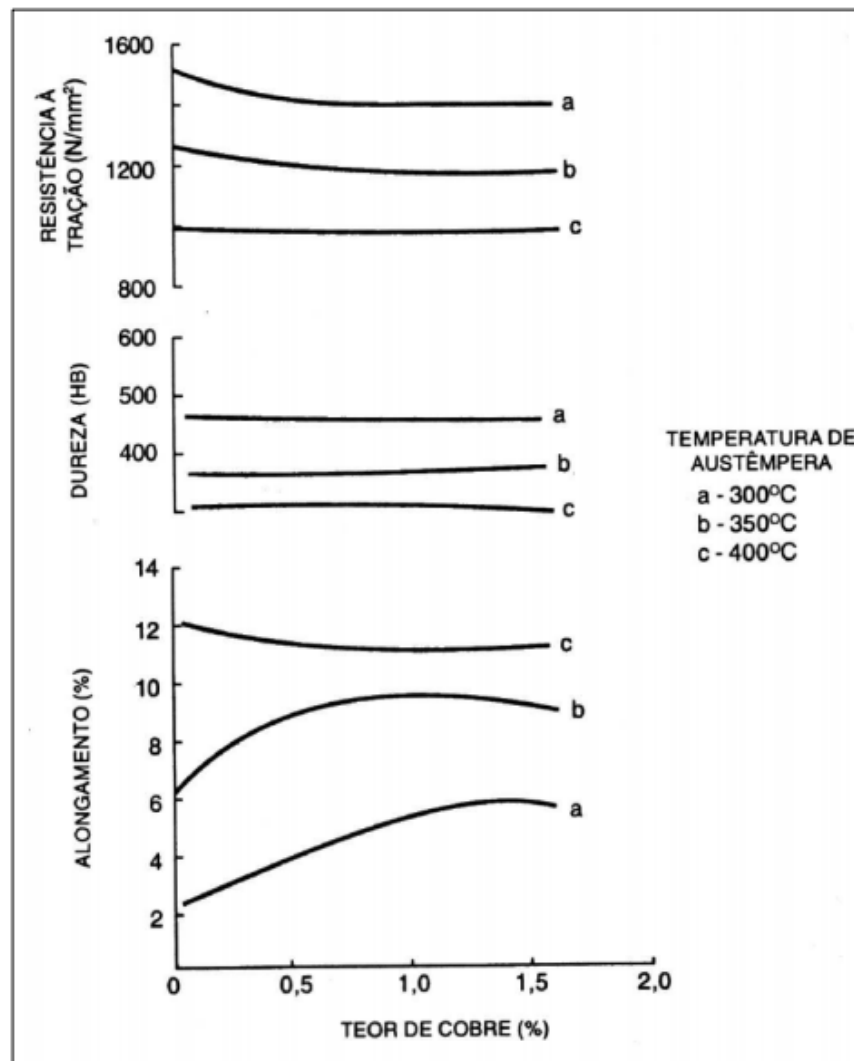
Quanto ao ferro fundido nodular, ou mesmo o ADI, elementos de liga usuais como Mn, Mo, Ni e Cu, são utilizados, individualmente ou combinados. Estes elementos podem influenciar a liga, afetando a solubilidade do carbono na austenita, ou influenciar a velocidade da transformação de fase na austêmpera, devido à maneira que cada elemento está solúvel e segrega durante a solidificação. Com a utilização desses elementos é possível aumentar a austêmperabilidade da liga, possibilitando a obtenção da estrutura ausferrítica sem a presença de perlita, o que irá influenciar diretamente nas propriedades mecânicas do material (RODRIGUES, 2016).

Rodrigues (2016) ainda afirma que o níquel estabiliza a austenita e reduz a temperatura de austenitização, devido sua segregação ocorrer na interface da austenita com os nódulos de grafita durante a solidificação, enquanto o molibdênio eleva a temperatura necessária para a austenitização, o que pode dificultar o processo, porém torná-lo mais eficiente. Porém uma grande quantidade de molibdênio pode causar a presença de uma quantidade significativa de austenita não estabilizada, o que é indesejável. O manganês influencia na reação de austêmpera,

estabilizando a austenita e atrasando a nucleação e crescimento da ferrita na austenita (LUSSOLI, 2003). Enquanto o cobre influi diretamente na temperabilidade do material, o que justifica a adição dele no material que será testado neste trabalho, cujo objetivo é tratar termicamente a fim de melhorar propriedades mecânicas do mesmo, o que será facilitado pela adição do cobre.

Além de afetar a temperabilidade do material, o cobre pode afetar as propriedades mecânicas do mesmo. A Figura 4 demonstra o efeito do cobre em um ADI com diferentes temperaturas de austêmpera em suas propriedades mecânicas.

Figura 4. Efeito do cobre sobre o limite de resistência a tração, alongamento e dureza no ADI para diferentes temperaturas de austêmpera.



Fonte: Elliott (1988).

Pode-se observar no gráfico da Figura 4, que o alongamento aumenta com um teor de cobre maior, para temperaturas de austêmpera abaixo de 350°C, enquanto a resistência a tração

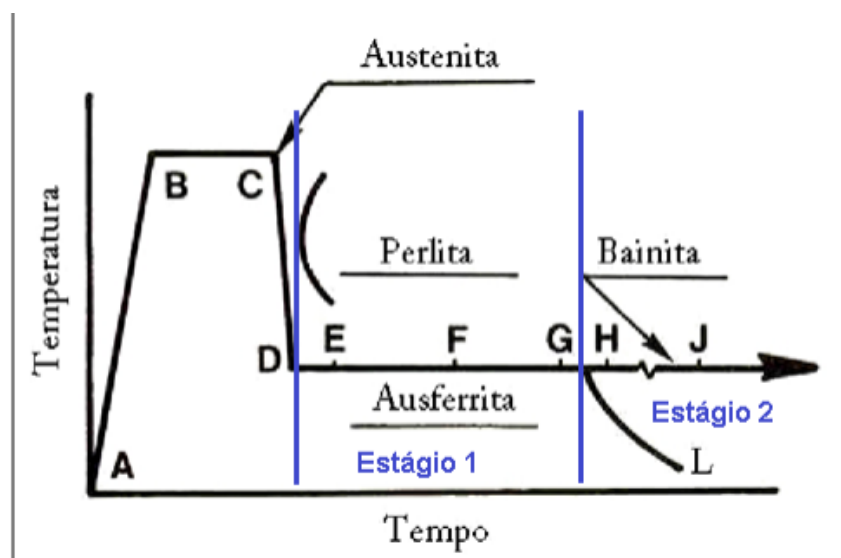
diminui para as três temperaturas apresentadas. Por este fato que se diz que há um balanço entre as propriedades para utilizar determinado teor de um elemento de liga, que depende diretamente da aplicação. Por exemplo, uma aplicação que busca tenacidade, deve possuir um teor de cobre que equilibre o alongamento do material e a resistência a tração nos maiores valores possíveis.

2.5 TRATAMENTO DE AUSTÊMPERA

O tratamento de austêmpera é um tratamento muito empregado aos aços de alto carbono, com intuito principal de aumentar a tenacidade do material sem alterar a dureza do material de forma significativa, tornando-o um material mais maleável. A definição deste tratamento consiste em um aquecimento do material de forma isotérmica até a temperatura de austenitização, onde permanece até que esteja homogêneo e então, após isso, ocorre um resfriamento rápido para que chegue na zona de formação bainítica, onde também permanece até transformação completa.

De forma um pouco mais detalhada, a austêmpera pode ser dividida em algumas etapas. Essas etapas são detalhadas por Rodrigues (2016) em seu trabalho, o qual as divide em seções para facilitar o entendimento e as mostra em um diagrama de Kovacs (1990) adaptado, representado neste trabalho na Figura 5.

Figura 5. Diagrama do ciclo de tratamento térmico para obtenção do ADI.



Fonte: Kovacs (1990) adaptado por Rodrigues (2016).

Na primeira etapa, a amostra ou peça é aquecida em uma temperatura que fica entre 830°C e 950°C (A-B), na qual irá permanecer por um período de 1 a 3 horas (B-C), para a matriz se tornar inteiramente austenítica e homogênea, além de saturada em carbono. Para determinar

o tempo de austenitização, deve-se analisar a composição química, a espessura da peça, a quantidade de peças no forno e a proporção de ferrita e perlita na matriz, segundo Do Carmo e Dias (2001, apud Rodrigues, 2016, p. 42).

Já na segunda etapa, a amostra/peça deve ser resfriada rapidamente (usualmente em banho de sal) até a temperatura de austêmpera que é requerida (C-D), a qual varia entre 230 a 400°C, de forma que fique abaixo da temperatura de transformação da perlita e acima da temperatura de transformação de martensita, por 0,5 a 4 horas (D-G) (RODRIGUES, 2016). Segundo Lussoli (2003), conforme citado por Rodrigues (2016), para determinar o tempo de permanência na temperatura de austêmpera, deve-se levar em conta que o mesmo tem que ser o suficiente para que haja o enriquecimento de carbono na austenita em função da nucleação e crescimento, ou seja, para que se complete o estágio 1 da transformação. No trecho (E-F), o carbono difunde para a austenita restante aumentando a concentração para valores da ordem de 1,2%C a 1,6%C. Esta austenita, uma vez resfriada, pode permanecer na peça na temperatura ambiente. Este intervalo, segundo Kovacs (1994, apud Rodrigues, 2016, p. 42) é determinado como sendo a janela de processo.

Os grãos de ferrita existentes provindos da nucleação na região E-F continuam crescendo. Durante o crescimento, mais carbono difunde para a austenita. Por fim, a peça é resfriada até a temperatura ambiente (G-L), antes que se inicie a reação bainítica, ou seja, que o estágio 2 da transformação se inicie. O resultado é uma microestrutura composta de ferrita acicular e austenita estabilizada devido ao elevado teor em carbono. Após o tratamento, as peças devem ser lavadas para que o sal seja removido.

2.5.1 Morfologias das Transformações de Fase Durante a Austêmpera

Como já dito anteriormente, a primeira fase deste tratamento térmico é a austenitização, e é nesta fase que ocorre o primeiro processo de transformação, que é onde toda a matriz ferrita/perlita provinda da fundição é transformada em austenita. Segundo Rodrigues (2016): “A nucleação da austenita ocorre preferencialmente nas interfaces ferritacemntita ou ferrita-grafita, nesta etapa ocorre a decomposição do carbono presente na cementita (Fe_3C)”.

Ao se utilizar uma temperatura de austenitização elevada, se tem um aumento na porcentagem de carbono na austenita, o que propicia a formação de martensita nos interiores dos grãos austeníticos, reduzindo assim a ductilidade e tenacidade. Devido a isto, recomenda-se que a austenitização seja realizada em temperaturas menores a fim de se obter uma estrutura mais refinada (PRASAD; PUTATUNDA, 2003). Conforme ainda DELIA, ALLALAM e

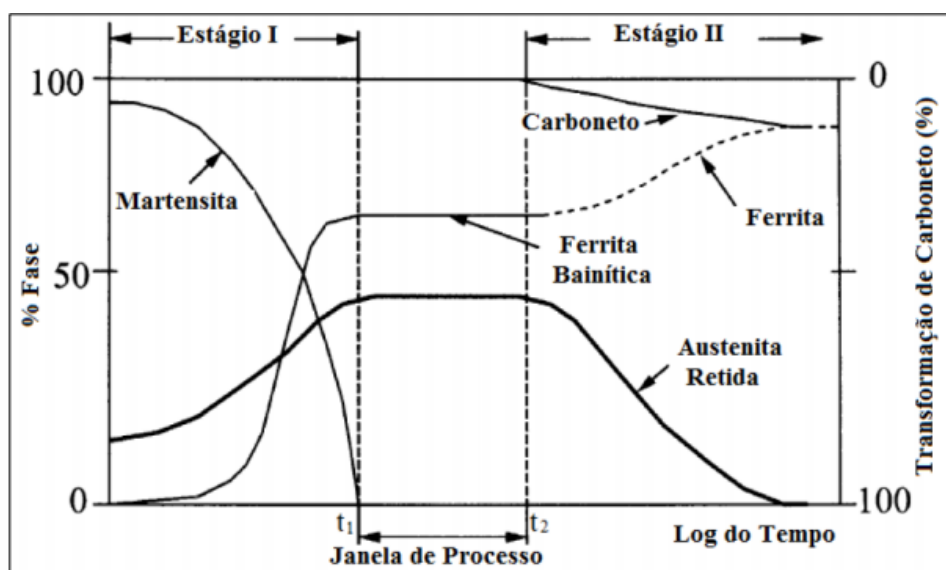
GREECH (1998, apud Rodrigues, 2016, p. 43) comentam em seu trabalho, esta temperatura não deve ser baixa suficiente a ponto de ocorrer a formação de ferrita pró-eutetóide na estrutura.

Após o processo de austenitização, espera-se uma nova transformação a qual dará uma nova mudança nas fases da microestrutura, no processo de austêmpera. Neste processo ocorre a decomposição da austenita provinda da primeira etapa deste tratamento térmico, essa transformação se inicia rapidamente a partir do contorno do grão, e resulta na formação de um produto livre de carbonetos, descrito na literatura como ferrita acicular (RODRIGUES, 2016).

Quando a temperatura de austêmpera é selecionada, o tempo deve ser selecionado de forma a otimizar a obtenção de uma estrutura totalmente ausferrítica. Rodrigues (2016) explica que esta transformação se dá em dois estágios, no estágio I ocorre a formação de ferrita acicular em forma de feixes, com baixo teor de carbono, e o enriquecimento da austenita remanescente com o carbono proveniente desta ferrita acicular, este enriquecimento permanece até a saturação do mesmo, onde se cessa as transformações, e permanece assim por longos períodos, determinado como janela de processo.

As melhores combinações de resistência mecânica, ductilidade e tenacidade são obtidas neste intervalo de tempo entre o final do primeiro estágio e o início do segundo estágio. A Figura 6 representa um gráfico esquemático da evolução da fração transformada em função do tempo de tratamento, que ajuda a compreender esses estágios comentados por Rodrigues (2016). De acordo com a escolha da temperatura de austêmpera, a austenita rica em carbono tem possibilidade de diminuir sua energia livre pela rejeição do carbono, concluindo assim o período de janela de processo. A partir deste momento em diante a microestrutura pode vir a se transformar em um agregado de ferrita e carbonetos, denominada como estágio II da transformação. O fenômeno de precipitação de carbonetos pode ser retardado pela presença de elementos de liga.

Figura 6. 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).

2.5.2 Desenvolvimentos Recentes de Tratamentos Térmicos de Austêmpera em Ferros Fundidos Nodulares

Os tratamentos térmicos de austêmpera em ferros fundidos nodulares já são bem difundidos na literatura. Há diversos relatos de realizações deste tipo de trabalho. O trabalho mais impactante e que conforme já dito é utilizado como base de comparação do presente trabalho, é o de Rodrigues (2016). Para isso, nesta seção será explicitado o trabalho realizado por este autor.

Rodrigues (2016) realizou o tratamento térmico de austenitização em duas ligas que são demonstradas na Tabela 1, inclusive por que uma de suas ligas é a liga utilizada neste trabalho.

Tabela 1. Composição química das ligas de ferro fundido nodular utilizadas por Rodrigues (2016).

Elementos (%)	C.E	C	Si	Mn	Mo	Cu	Ni	Cr	Mg	Al	P	S
Liga A	4,38	3,70	2,02	0,14	0,12	0,58	0,037	0,005	0,070	0,01	0,02	0,02
Liga B	4,40	3,69	2,10	0,10	0,12	0,36	0,790	0,004	0,061	0,01	0,02	0,02

Fonte: Rodrigues (2016).

Este autor tratou termicamente um total de 20 amostras para cada liga, sendo 5 amostras e 5 réplicas por duas diferentes temperaturas em 5 tempos de austêmpera. O esquema do tratamento realizado por Rodrigues (2016) pode ser observado na Tabela 2.

Tabela 2. Parâmetros determinados para realização do tratamento térmico das ligas A e B por Rodrigues (2016).

Liga	AMOSTRA	COMPOSIÇÃO QUÍMICA	TEMPERATURA (°C)	TEMPO (min)
A	A1	0,58% Cu 0,04%Ni	320	5
	A2			10
	A3			15
	A4			30
	A5			60
	A6	0,58% Cu 0,04%Ni	380	5
	A7			10
	A8			15
	A9			30
	A10			60
B	B1	0,36% Cu 0,8%Ni	320	5
	B2			10
	B3			15
	B4			30
	B5			60
	B6	0,36% Cu 0,8%Ni	380	5
	B7			10
	B8			15
	B9			30
	B10			60

Fonte: Rodrigues (2016).

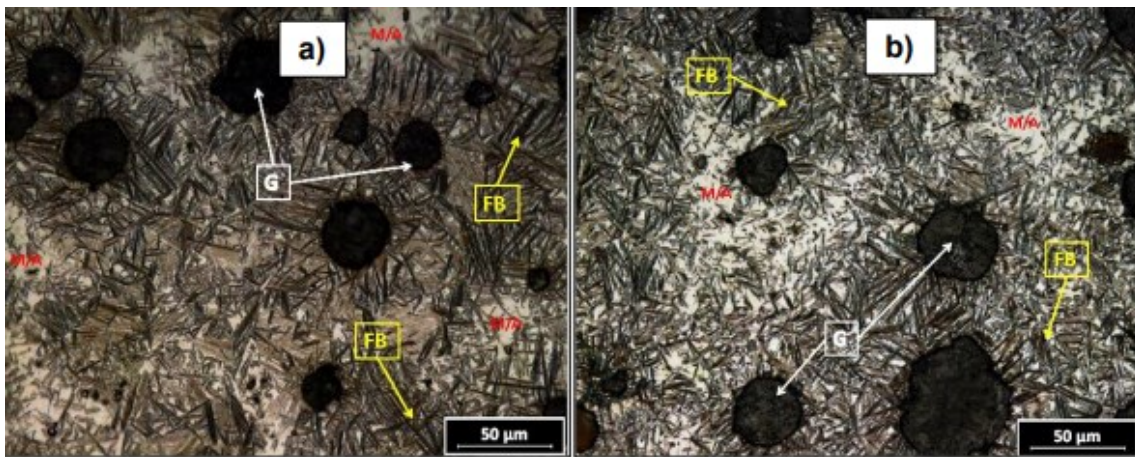
O autor escolheu as temperaturas de austêmpera com objetivo de avaliar o efeito da taxa de nucleação no grau de refinamento da microestrutura, bem como as propriedades de tração e dureza do ADI. Através de sua revisão teórica e como já comentado nesta, temperaturas baixas promovem uma microestrutura mais refinada, e uma temperatura alta uma microestrutura com ferrita grosseira. A temperatura de 320°C foi definida com base nos resultados obtidos por Ramos (2008), já a temperatura de 380°C é utilizada na indústria para austêmpera do suporte de mola aplicado no caminhão pesado. Enquanto os critérios para determinação dos tempos de austêmpera foram definidos com base nos resultados obtidos também por Ramos (2008).

2.5.3 Microestrutura dos Ferros Fundidos Nodulares após o Tratamento Térmico de Austêmpera

Utilizando a microscopia óptica é possível obter imagens e analisar a caracterização microestrutural do material. Com isso, Rodrigues (2016) analisou os resultados de microestrutura obtidos em seus corpos de prova após o tratamento térmico de austêmpera.

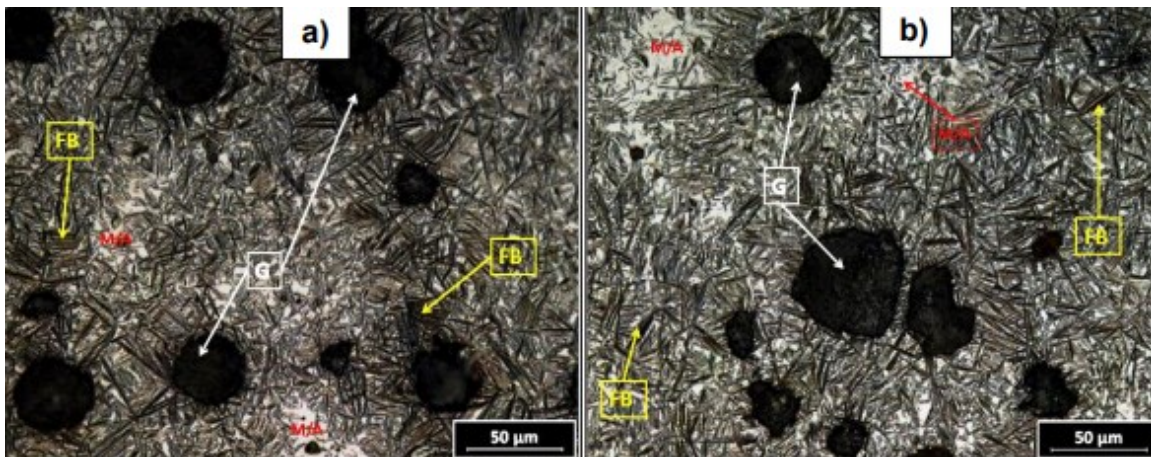
Conforme já mostrado anteriormente, as amostras de Rodrigues (2016) da liga A e liga B foram austenizadas a 880°C durante o intervalo de 60 minutos e submetidas ao tratamento isotérmico de austêmpera nas temperaturas de 320°C e 380°C, em tempos variando de 5 a 60 minutos. Após isso, o autor realizou microscopia óptica em todas as condições de tratamento, porém nesta seção só irão ser mostrados as que interessam para futuras comparações com os resultados deste trabalho. As figuras a seguir demonstram esses resultados obtidos pelo autor.

Figura 7. Microestrutura das amostras austemperadas a 380°C a um tempo de 10 min: a) Liga A; b) Liga B. Aumento de 500X. Legenda: M/A (martensita/austenita), G (grafita) e Fb (ferrita bainítica).



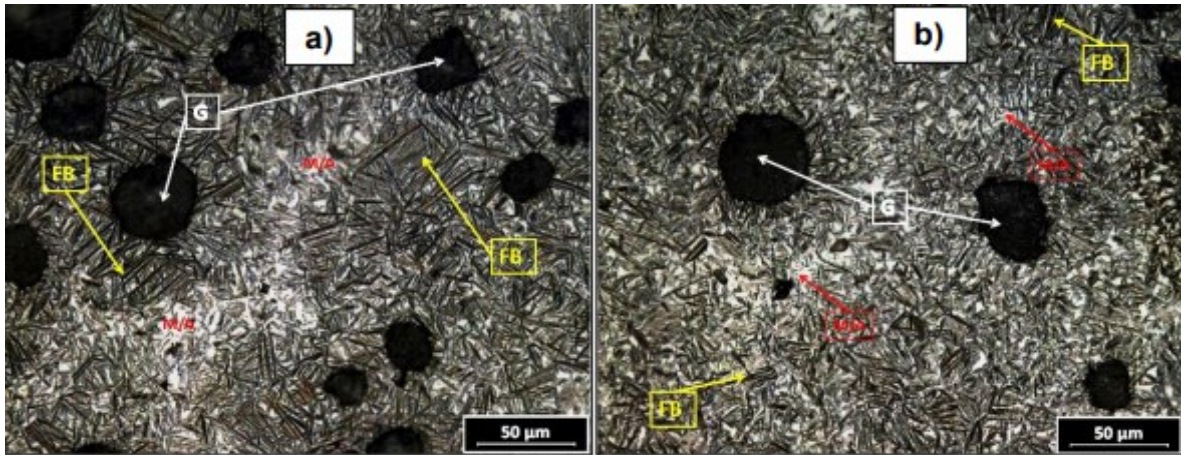
Fonte: Rodrigues (2016).

Figura 8. Microestrutura das amostras austemperadas a 380°C a um tempo de 30 min: a) Liga A; b) Liga B. Aumento de 500X. Legenda: M/A (martensita/austenita), G (grafita) e Fb (ferrita bainítica).



Fonte: Rodrigues (2016).

Figura 9. Microestrutura das amostras austemperadas a 380°C a um tempo de 60 min: a) Liga A; b) Liga B. Aumento de 500X. Legenda: M/A (martensita/austenita), G (grafita) e Fb (ferrita bainítica).



Fonte: Rodrigues (2016).

De forma geral, fazendo análise de todos os resultados obtidos, Rodrigues (2016) chegou à conclusão que a morfologia da grafita possui grande influência nas propriedades mecânicas do material austemperado, com isso é importante obter bons resultados quanto a forma da grafita, seu tamanho e distribuição. Os resultados encontrados mostram um nódulo de grafita esférico, de forma V-VI de acordo com a norma ISO945 (2008), e tamanho variado de 4 a 6.

Rodrigues (2016) ainda comenta que o número de nódulos de grafita apresentado ficou entre 150 nódulos/mm² a 180 nódulos/mm² e justificou que esta variação pode ser dada não ter tido um determinado local para realização da microscopia entre as amostras, variando assim dependendo do local aferido.

A imagem de microscopia apresentada na Figura 7 mostrou uma considerável evolução na transformação da matriz. Rodrigues (2016) explica que isto evidencia que a taxa de transformação é maior a temperatura de austêmpera 380°C que na outra temperatura utilizada pelo autor. Na liga B na temperatura 320° possuía 67% de fase transformada, já para a temperatura de 380° a quantidade de fase transformada a temperatura de 10 min é de 72%.

O autor comenta que ao se atingir o tempo de 30 min, os volumes de fase transformada são grandes. Rodrigues (2016) observa uma grande fração de matriz transformada independente da temperatura de tratamento. Pode ser visto através da análise das imagens da Figura 8 uma grande quantidade da fase escura (ausferrita), e apenas pequenas ilhas da fase clara. O autor realizou a contagem de fases com o auxílio Image ProPlus™, verificando que ambas as ligas apresentam mais de 75% da estrutura ausferrita.

Enquanto no tempo de 60 min de austêmpera, a Figura 9 apresenta uma matriz com grande fração de fase transformada, identificadas na imagem pelos feixes na cor escura. Rodrigues (2016) comenta que através da análise das imagens, não é possível observar diferença na quantidade de fração transformada entre as ligas A e B, sugerindo assim que para o tempo de 60 min, a fração de fase transformada seja similar para ambas as ligas. Também é visto que, realizando a contagem das fases, as duas ligas apresentaram fração transformada superior a 80 %, fração esta necessária para se obter um material com excelentes propriedades mecânicas.

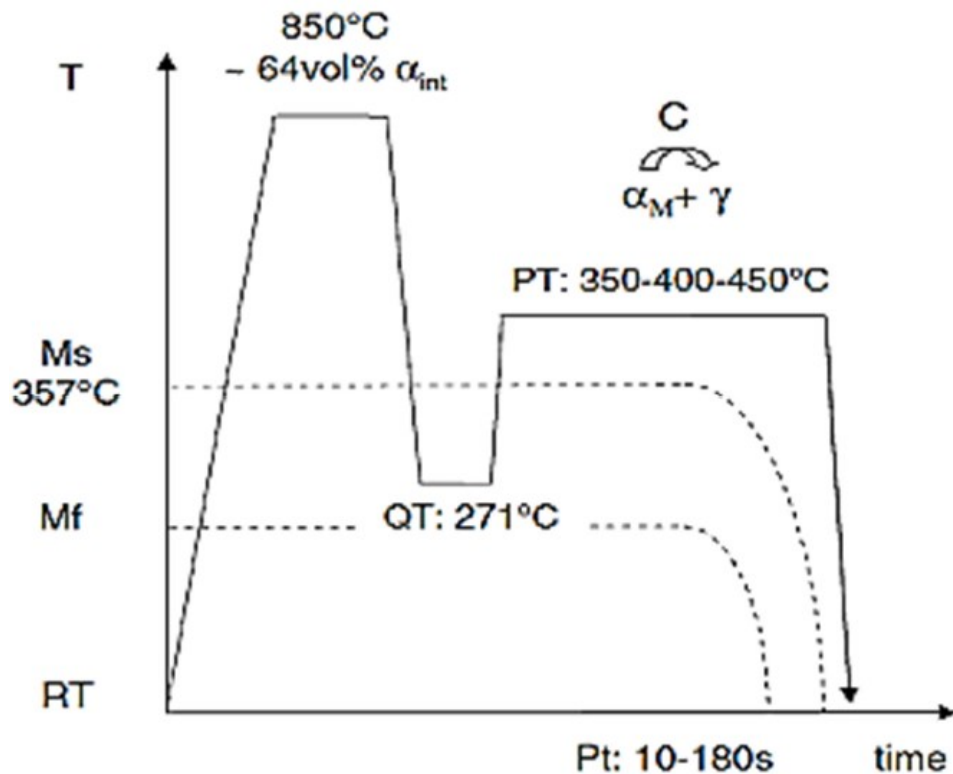
2.6 TRATAMENTO DE TÊMPERA E PARTIÇÃO

O tratamento de têmpera e partição (quenching and partitioning – Q&P) em um ADI não é muito comum e não são encontradas bases científicas facilmente, além de que o tratamento de têmpera e partição é um tratamento quase recente, não-convencional, desenvolvido com o intuito de gerar microestruturas mistas, compostas por martensita, ferrita e frações controladas de austenita retida, que é estabilizada com a partição do carbono da martensita (SOUZA, 2017).

Na têmpera e partição a austenita existente no material irá se estabilizar, e diferentemente de materiais bainíticos, não ocorre nucleação de novos compostos provindas da matriz austenítica. Sendo assim, a estrutura final será composta principalmente de austenita retida com alto carbono que fica estabilizada na temperatura ambiente, além de martensita de baixo carbono, o que irá garantir boas propriedades de resistência mecânica sem perder tenacidade devido ao alongamento do material (SILVA, 2013).

Para se controlar este processo, deve-se controlar a rota de tempo e temperatura do material, pois esta consiste em austenitizar completamente o material, e resfriar rapidamente até uma temperatura que deve ser selecionada com cautela, na região de formação martensítica (M_s e M_f), para que parte da austenita se transforme em martensita, usualmente de alto carbono, e em seguida elevar a temperatura para que seja feito um processo isotérmico de partição térmica de carbono, no qual o carbono da martensita supersaturada é particionado para a austenita não transformada, conforme é possível analisar na Figura 10, que mostra o ciclo de tratamento de têmpera e partição.

Figura 10. Ciclo esquemático do tratamento de têmpera e partição.



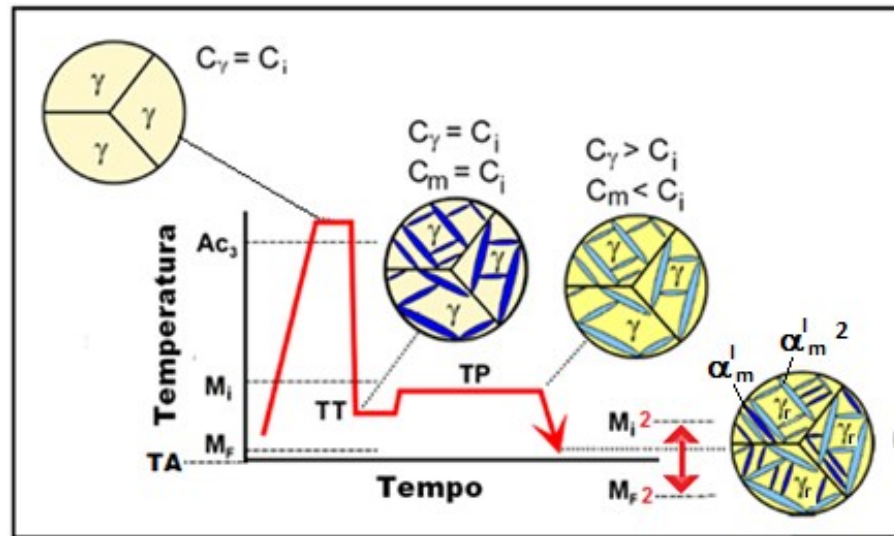
Fonte: Speer et al. (2005).

A Figura 10 esquematiza as trajetórias da rota de tempo e temperatura deve passar para caracterizar o tratamento de têmpera e partição. E como já dito, após este tratamento há um compilado de martensita e austenita na estrutura do material, e essa estrutura mista de austenita e martensita é a mais promissora para combinar as propriedades mecânicas de resistência a tração e alongamento, além de que a rota de têmpera e partição é a mais promissora na combinação destas microestruturas (MATLOCK et al., 2012).

2.6.1 Etapas da Têmpera e Partição

O processo de têmpera e partição é desenvolvido através de um ciclo de tratamento térmico de têmpera seguido de um passo de partição para a obtenção de um aço multifásico, onde a fração volumétrica de austenita retida é controlada pela partição de carbono da martensita, de modo a estabilizar a austenita (SPEER et al., 2005). Para caracterizar de forma mais a fundo este processo, a Figura 11 se faz necessária para explicar as etapas do mesmo.

Figura 11. Etapas e microestruturas do tratamento de T&P.



Fonte: Matlock (2012) e Colpaert (2008).

Como dito, na Figura 11 está representado o esquema de têmpera e partição e suas microestruturas em cada etapa do processo. Para entender a imagem, C_i , C_γ e C_m representam as concentrações de carbono na liga inicial, na austenita e na martensita, respectivamente. TT e TP são as temperaturas de têmpera e de partição (VARGAS, 2016).

Na primeira etapa é realizado o aquecimento do material para que ocorra a austenitização, a qual é realizada em uma temperatura intercrítica que fica abaixo de Ac_3 , ou acima de Ac_3 para uma austenitização completa. Posteriormente a austenitização, é necessário o resfriamento rápido a uma temperatura que fica entre a martensita inicial (M_i) e a martensita final (M_f), de forma controlada, de forma a conter as frações de martensita e, austenita retida na etapa seguinte. Posteriormente a isso, o material é aquecido novamente a uma temperatura que caracteriza o tratamento de partição, o qual tem objetivo de particionar o carbono que se encontra na martensita para que a austenita possa ser enriquecida pelo mesmo, se estabilizando posteriormente a temperatura ambiente.

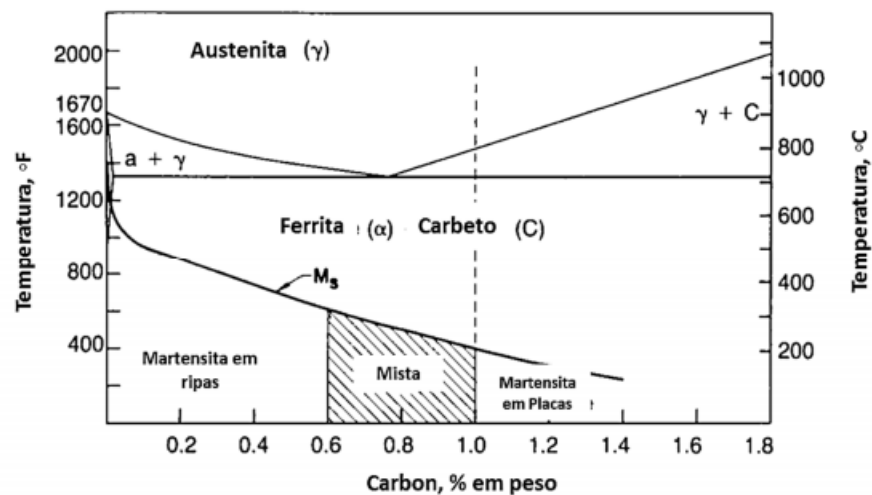
Após a austenitização, onde a concentração de carbono inicial é igual a concentração de carbono da austenita, o material é resfriado rapidamente até a região de temperatura martensítica (têmpera), onde uma determinada fração de martensita é formada com igual carbono da austenita original ($C_\gamma = C_i$ e $C_m = C_i$). Na partição, como existe um desequilíbrio termodinâmico entre a martensita e a austenita ($C_\gamma > C_i$ e $C_m < C_i$), o carbono se difunde (reparte) da martensita para a austenita. No resfriamento do material, uma nova martensita (α_m^1) é formada com uma austenita mais rica em carbono, onde uma parte da austenita é retida, dado que o novo M_f será inferior à temperatura ambiente. (VARGAS, 2016).

2.6.2 Transformação Martensítica

A martensita é um microconstituente dos aços, de forma geral, que é obtida devido a uma transformação displaciva obtida através do resfriamento rápido da austenita, em que não há tempo suficiente para permitir a redistribuição do carbono. Ou seja, a martensita é uma fase supersaturada por reter o mesmo teor de carbono dissolvido na austenita existente antes da transformação, conforme demonstrado na Figura 11.

Segundo Silva (2013), a martensita pode assumir morfologias distintas em função do teor de carbono em solução. Em teores de carbonos mais baixos sua morfologia se apresenta em forma de ripas, enquanto em teores mais altos ela se apresenta em forma de placas. Porém, existe também uma faixa de %C em que ocorrerá uma mistura das duas morfologias. A Figura 12 apresenta os intervalos de %C em que cada morfologia se destaca.

Figura 12. Morfologia da martensita em função do %C em solução.



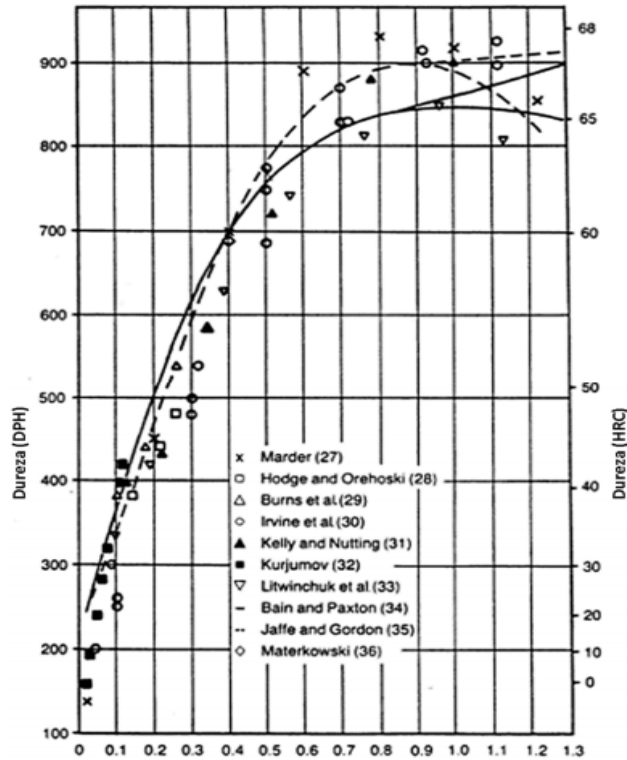
Fonte: Silva (2013).

Ainda de acordo com Silva (2013), as unidades de martensita em forma de ripas tendem a ser mais refinadas, porém mantendo o caráter acicular comum da martensita. A estrutura interna dessas ripas de martensita são compostas por uma quantidade elevada de discordâncias, a qual é geralmente referenciada como martensita escorregada devido ao escorregamento entre planos cristalográficos que ocorre durante a formação da mesma. Aumentando o teor de carbono, como já comentado, a martensita se apresenta em forma de placas, as quais apresentam maclas de deformação em sua estrutura interna, existentes devido a maior restrição imposta à estrutura cristalina da austenita.

A martensita é conhecida como um constituinte de elevada resistência mecânica e alta dureza, porém sendo bastante frágil. A dureza da martensita está diretamente relacionada com

o percentual de carbono dissolvido, isso é mostrado em pesquisas de diversos autores, conforme representado na Figura 13.

Figura 13. Dureza da martensita em função do %C de acordo com diversos autores.



Fonte: Silva (2013).

2.6.3 Partição Térmica do Carbono entre a Martensita e a Austenita

Para fundamentar a partição do carbono, ou seja, a transferência do excesso de carbono da martensita para a austenita, Vargas (2016) assume que a supersaturação de carbono da martensita é aliviada por difusão para a austenita retida. É referido como têmpera e partição para distinguir da têmpera convencional revenida, onde a precipitação de carbonetos e decomposição da austenita retida (em ferrita mais cementita) são típicos.

No caso da transformação martensítica, no entanto, não ocorre difusão atômica de carbono, nem de átomos intersticiais. Dessa maneira, forma-se uma nova fase supersaturada de carbono. Quanto maior o teor de carbono na composição inicial do material, maior a estabilização da austenita não transformada durante a partição de carbono da martensita (supersaturada) para a austenita retida. De acordo com Gerdemann, Speer e Matlock (2004, apud Vargas, 2016, p. 58), a fração de austenita obtida em função da quantidade de carbono na

liga é diretamente proporcional, ao passo que menores teores de carbono necessitam de maior temperatura de têmpera.

Silva (2013) comenta que diferente da partição difusional do carbono entre a ferrita e a austenita em altas temperaturas que é bem entendida, a partição do carbono entre a martensita e a austenita ainda é bastante discutida. Silva (2013) ainda cita a discussão realizada por Clarke et al. (2008), a qual diz que existem provas experimentais que confirmam a existência da partição do carbono entre os filmes de austenita contidas ao redor das agulhas de martensita. O fenômeno de partição pode ocorrer durante o resfriamento do tratamento de têmpera ou ainda então, através da manutenção isotérmica após a transformação martensítica.

Na têmpera e partição, a supersaturação de carbono na martensita temperada é utilizada para estabilizar a austenita não transformada. Esse fenômeno só é possível devido a existência de austenita antes e depois da têmpera e uma vez que a precipitação de carbonetos durante o tratamento isotérmico seja suprimida. Com isso, é possível obter uma austenita rica em carbono que provém da martensita, que posteriormente se torna estável na temperatura ambiente.

2.6.4 Tratamentos Térmicos de Têmpera e Partição em Ferros Fundidos Nodulares

Os tratamentos térmicos de têmpera e partição ainda não são realizados de forma difundida em ferros fundidos nodulares. Alguns dos autores que realizaram este tipo de trabalho, foram Speer et al. (2004) e Silva (2013).

Silva (2013) comenta em sua revisão bibliográfica que Speer et al. (2004) orientaram um trabalho de graduação no qual se realizou um tratamento térmico de têmpera e partição em um ferro fundido nodular com: 3,7%C; 2,5%Si; 0,34%Mn e 0,17%Cu. A temperatura de austenitização utilizada foi de 850°C com três temperaturas de têmpera: 137, 157 e 172°C. O tempo de partição utilizado foi de 30 minutos variando temperaturas entre 230 e 390°C.

Enquanto Silva (2013) realizou o tratamento térmico de têmpera e partição em um ferro fundido nodular com a composição química demonstrada na Tabela 3.

Tabela 3. Composições químicas das ligas estudadas por Silva (2013).

Elementos (%)	C.E	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mg	P	S
Liga 1	4,24	3,49	2,22	0,24	0,49	0,02	0,03	0,043	0,04	0,01
Liga 2	4,46	3,48	2,89	0,52	0,5	0,013	0,03	0,05	0,06	0,01

Fonte: Silva (2013).

O trabalho realizado por Silva (2013) teve a temperatura de austenitização em 900°C durante o tempo de 120 minutos. Enquanto a têmpera foi realizada durante 1 minuto com 160°C para a Liga 1 e 170°C para a liga 2. As temperaturas de partição foram definidas em 300, 375 e 450°C, durante intervalos de tempos de: 2, 5, 10, 20, 30, 60, 120 e 180 minutos.

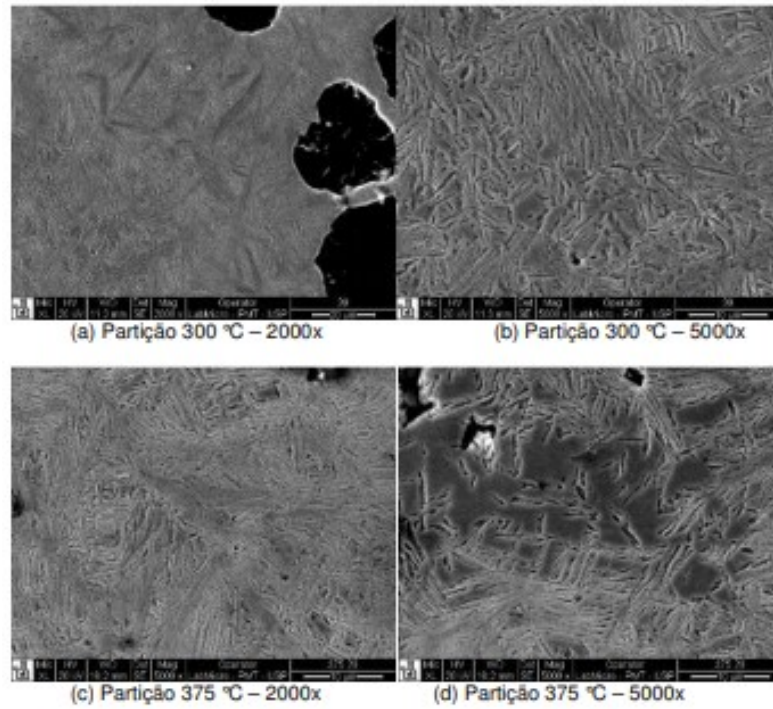
2.6.5 Microestrutura do Ferro Fundido Nodular Após o Tratamento Térmico de Têmpera e Partição

O controle da qualidade de um produto/amostra metalúrgico pode ser estrutural e dimensional. A estrutural preocupa-se com o material que forma a peça, sua composição, propriedade, estrutura, aplicação, etc. Pode ser: físico, químico, metalográfico e especial. A metalografia das amostras é essencial para que possam se obter a morfologia e estrutura do material após o mesmo ser tratado. Para que esse estudo possa ser feito, a amostrada é cortada em um plano desejado, depois lixada e polido, para que a amostra possa ser analisada.

Segundo Rohde (2010), o ensaio metalográfico deve relacionar a estrutura íntima do material com as suas propriedades físicas, com o processo de fabricação, com o desempenho de suas funções e outros. E este pode ser feito de duas maneiras, de forma macrográfica ou micrográfica. No ensaio macroográfico examina-se a olho nu ou com pouca ampliação o aspecto de uma superfície após polida e atacada por um reagente adequado. Seu objetivo é obter uma ideia do conjunto, referente à homogeneidade do material, a distribuição e natureza das falhas, impureza e ao processo de fabricação, entre outros. Enquanto no ensaio microográfico, consegue-se identificar a granulação do material, as fases presentes e o teor aproximado de carbono no aço, a natureza, a forma, a quantidade, e a distribuição dos diversos constituintes.

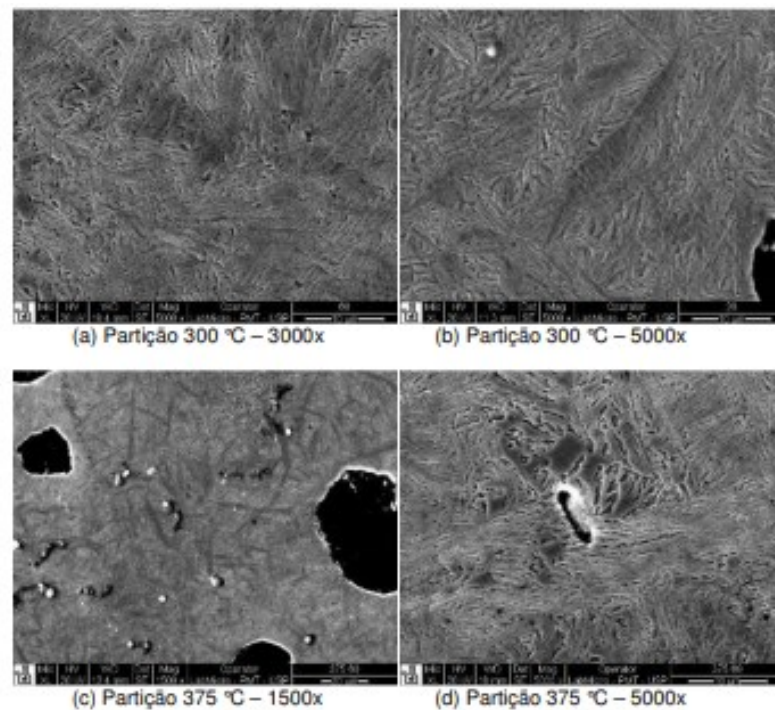
Com base nos trabalhos citados no tópico anterior, Silva (2013) utilizou a microscopia eletrônica por varredura (MEV) para obter resultados das imagens da microestrutura das amostras após serem tratadas. O autor realizou MEV nas duas ligas em amostras particionadas por tempos de 2, 20, 60 e 120 minutos. As imagens a seguir demonstram os resultados de microestrutura obtidos em algumas condições semelhantes às realizadas no presente trabalho, sendo elas as amostras com tempos de partição de 20, 60 e 120 minutos, nas temperaturas de 300 e 375°C.

Figura 14. Imagens das amostras da liga 1 utilizadas por Silva (2013) particionadas a 300 e 375°C por 20 minutos.



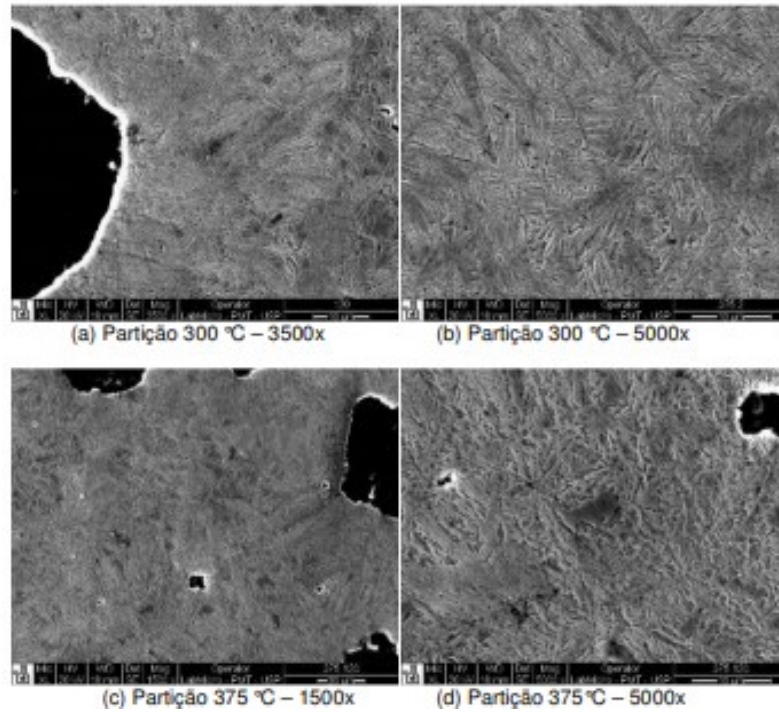
Fonte: Silva (2013).

Figura 15. Imagens das amostras da liga 1 utilizadas por Silva (2013) particionadas a 300 e 375°C por 60 minutos.



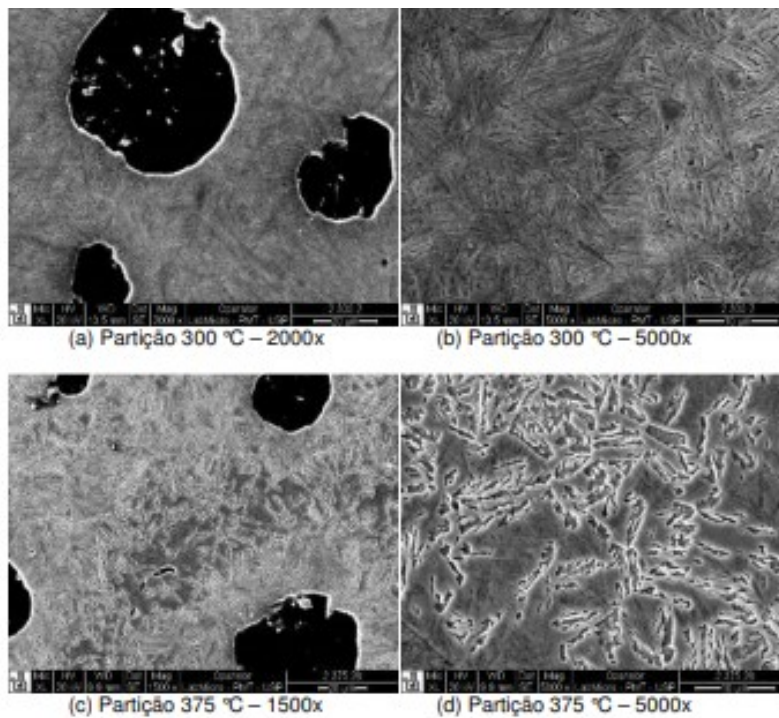
Fonte: Silva (2013).

Figura 16. Imagens das amostras da liga 1 utilizadas por Silva (2013) particionadas a 300 e 375°C por 120 minutos.



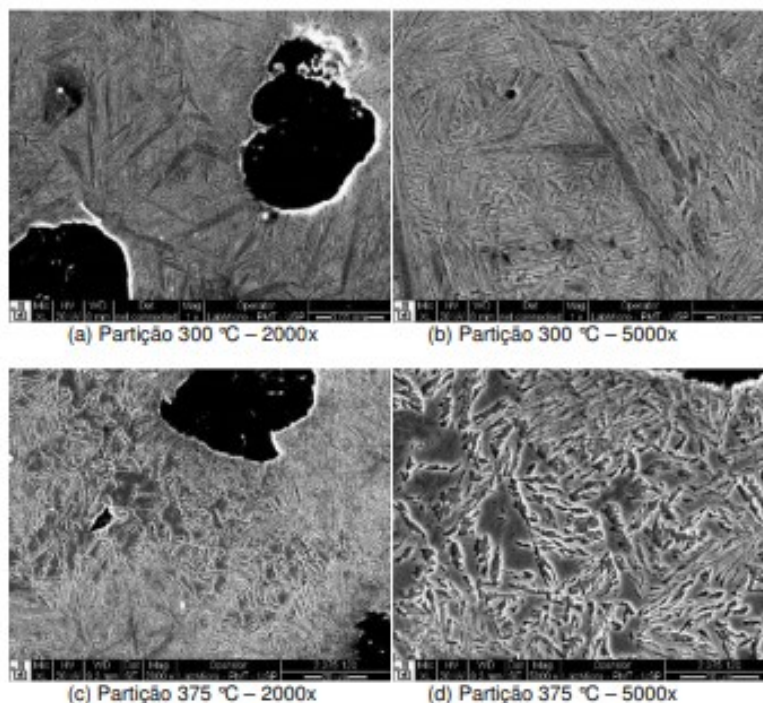
Fonte: Silva (2013).

Figura 17. Imagens das amostras da liga 2 utilizadas por Silva (2013) particionadas a 300 e 375°C por 20 minutos.



Fonte: Silva (2013).

Figura 18. Imagens das amostras da liga 2 utilizadas por Silva (2013) particionadas a 300 e 375°C por 120 minutos.



Fonte: Silva (2013).

Estas imagens deixam evidente que a microestrutura de um ferro fundido nodular submetido a um tratamento de têmpera e partição é formada por diferentes fases. Silva (2013) observou na microestrutura de suas amostras regiões compostas por martensita formada durante a têmpera a partir da temperatura de austenitização e que sofreu partição do carbono. Também é possível observar algumas regiões que são compostas por ausferrita (ferrita bainítica + austenita retida). Esses microconstituintes são mais intensos entorno dos nódulos, onde encontram-se os maiores teores de silício.

O autor ainda comenta que as regiões de contorno de células eutéticas apresentam grande concentração de martensita, o que ocorre provavelmente devido a austenita dessas regiões não sofrer transformação durante a etapa de partição e não receber o volume de carbono suficiente para sua estabilização.

Silva (2013) concluiu que a microestrutura predominante ao redor dos nódulos de grafita é um compilado de martensita particionada e ausferrita, sendo a primeira provinda da têmpera e a segunda da partição, como esperado. De outra forma, a microestrutura existente nas regiões intracelulares são predominantemente martensita de alto carbono, a qual foi formada no resfriamento a temperatura ambiente após a partição. Essa martensita formada após o

resfriamento a temperatura ambiente só pode ser controlada de uma maneira, aumentando o tempo de partição, no qual a mesma deixa de ser formada pelo fato de que a austenita que estava com baixo teor de carbono e se transforma em martensita quando resfriada a temperatura ambiente, com o aumento do tempo de partição ganha carbono e se estabiliza, diminuindo assim a transformação martensítica indesejada.

2.6.6 Propriedades Mecânicas do Ferro Fundido Nodular Após o Tratamento Térmico de Têmpera e Partição

As propriedades mecânicas de um material são essenciais para determinarem sua aplicação e se a função do material pode ser atendida. Dentre essas propriedades estão a resistência a tração, dureza, alongamento, energia absorvida ao impacto, entre outras.

Os ensaios de impacto são uma ótima forma de quantificar a energia que o material consegue absorver antes da fratura, além de servirem para fornecer uma noção sobre a tenacidade a fratura do material em questão.

O modo de fratura apresentado por um ferro fundido nodular pode variar e este está diretamente ligado a quantidade de energia absorvida pelo material, conforme Guessser (1993) comenta em seu trabalho. A fratura dúctil acompanhada de grande deformação da matriz metálica e elevada absorção de energia, que na grande maioria das vezes, é a mais desejada nos materiais. Também é possível ocorrer a fratura por Clivagem, a qual ocorre de forma transgranular, ou seja, ocorre adentrando o interior dos grãos da matriz. Que também ocasiona quase nenhuma deformação plástica. Alinhada a este último tipo de fratura, também há a fratura intergranular, a qual ocorre por entre os grãos da matriz metálica.

Silva (2013) comenta em seu trabalho, inclusive trazendo esta discussão junto a Guessser (1993) que os ferros fundidos nodulares que apresentam matrizes de maior dureza, na maioria compostas por perlita, martensita ou bainita, tendem a apresentar fratura por clivagem. Para poder analisar e ir de encontro ao que já foi dito, o ensaio de impacto é de suma importância neste trabalho e, por este motivo, serão feitos ensaios de impacto para que isso seja possível.

O ensaio de impacto é regido pela norma NBR 6157 (ou ASTM A370), e o tamanho padrão da amostra que deve ser confeccionada é de 10mm x 10mm x 55mm, conforme será mostrado ao longo deste trabalho. A ideia deste tipo de ensaio surgiu por volta de 1896, por Russell que introduziu a ideia de energia de fratura residual e concebeu um teste de fratura através de um pêndulo. Após isso, este teste teve algumas variações até que em 1901 Georges

Charpy propôs um método padronizado melhorado de Russell através da introdução de um pêndulo redesenhado com especificações precisas (CEDRIC, 1968).

Silva (2013) realizou em seu trabalho testes de impacto para obter a energia de absorção até a fratura para as condições de tempera e partição, e também para uma condição convencional de têmpera e revenimento a fins comparativos. Os resultados encontrados pelo autor para as duas ligas nas diversas condições de tratamento já citadas neste trabalho estão explicitas nas Tabela 4 e Tabela 5.

Tabela 4. Valores de energia absorvida ao impacto da liga 1 de Silva (2013).

Energia Absorvida ao Impacto (J) - Liga 1									
Temperatura de partição	Temperatura de têmpera	Tempos de partição (minutos)							
		2	5	10	20	30	60	120	180
300°C	175°C	7,8	25,1	51,5	55,9	43,2	66,6	59,3	27,7
	30°C	10,3	30,9	32,3	27,6	25,6	18,7	47,2	22,6
375°C	175°C	8,6	40,7	60,8	81,4	69,4	60,8	61,6	50,9
	30°C	15,1	30,4	20,6	25,7	19,6	43,1	30,1	11,8
450°C	175°C	18,9	78,7	59,3	57,7	55,8	59,9	51,6	45,1
	30°C	25,3	42,0	48,2	59,3	58,6	58,8	52,1	43,1

Fonte: Silva (2013).

Tabela 5. Valores de energia absorvida ao impacto da liga 2 de Silva (2013).

Energia Absorvida ao Impacto (J) - Liga 2									
Temperatura de partição	Temperatura de têmpera	Tempos de partição (minutos)							
		2	5	10	20	30	60	120	180
300°C	160°C	10,9	40,2	43,1	78,9	77,4	82,4	87,2	50,0
	30°C	9,8	12,8	27,7	33,4	36,4	50,9	22,5	30,4
375°C	160°C	10,0	33,8	66,9	92,2	81,1	81,3	66,7	78,4
	30°C	17,8	25,6	54,2	53,7	46,6	62,8	62,3	43,1
450°C	160°C	28,4	58,8	47,9	29,2	50,6	48,2	46,2	38,4
	30°C	25,0	29,9	52,9	36,4	31,4	39,2	59,8	36,4

Fonte: Silva (2013).

A análise do autor mostrou que todos os dados apresentados nas Tabela 4 e Tabela 5 apontam que o ciclo de têmpera e partição consegue obter de modo geral, uma classe de ferros fundidos nodulares com maiores valores de energia absorvida ao impacto quando comparados com o ciclo convencional de tempera e revenimento. Esse comportamento se dá devido ao fato da presença da austenita retida na microestrutura desse material, conforme já comentado anteriormente. A austenita retida garante maior tenacidade ao material, o que fundamenta os resultados.

3 METODOLOGIA

3.1 MATERIAIS

A composição química da liga estudada neste trabalho é mostrada na Tabela 6, que foi desenvolvida baseado na norma ASTM A897.

Tabela 6. Composição química da liga de ferro fundido nodular, %p.

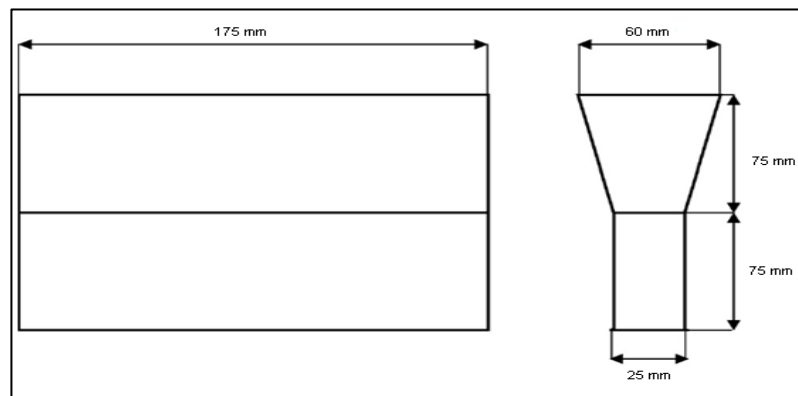
Elementos (%)	C.E	C	Si	Mn	Mo	Cu	Ni	Cr	Mg	Al	P	S
Liga B	4,40	3,69	2,10	0,10	0,12	0,36	0,790	0,004	0,061	0,01	0,02	0,02

Fonte: O autor (2018).

A fusão do ferro fundido nodular foi realizada em um forno elétrico a indução, o tratamento de inoculação foi feito de Fe-Si e nodularização com liga de Fe-Si-Mg. O vazamento do metal ocorreu a uma temperatura em torno de 1380°C em moldes de areia de cura a frio.

As ligas foram vazadas em cavidades com formato de blocos “Y”, de modo a obter o metal com a qualidade requerida para a realização dos ensaios planejados, cujas dimensões são ilustradas na Figura 19, com base nas especificações da Norma ASTM A 897. Após todo este processo, os blocos “Y” passaram por um processo de desbaste para acabamento, obtendo dimensões finais de 140 mm x 75 mm x 18 mm.

Figura 19. Medidas adotadas para confecção do Bloco “Y”.



Fonte: Rodrigues (2016).

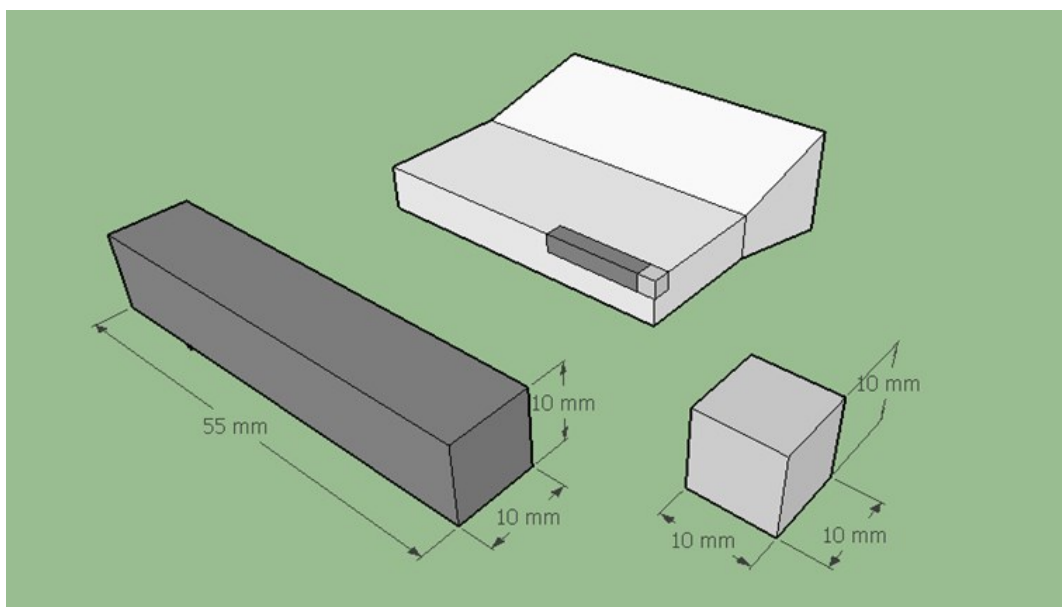
A composição química das ligas foi analisada através da técnica de espectroscopia de emissão óptica nas moedas coquilhadas que foram retiradas no momento do vazamento do metal. Para verificação dessas amostras foi utilizado um espectrômetro do tipo SPECTROLAB.

Após a obtenção das amostras brutas, as mesmas foram cortadas segundo o esquema apresentado na Figura 20, com o objetivo de separar o massalote da área útil (parte inferior). Para este procedimento foi utilizado uma serra mecânica.

Após a obtenção da área útil dos corpos de prova, os mesmos foram submetidos ao processo de fresamento de desbaste, onde as espessuras dos corpos-de-prova foram reduzidas para 10 mm mediante operação de faceamento. Nesta operação foram removidas a região afetada pela maior velocidade de extração de calor. Para este procedimento foi utilizado uma fresa convencional.

Na mesma Figura 20 é detalhada a geometria do corpo de prova para a realização dos ensaios de impacto Charpy (10 x 10 x 55 mm), segundo a norma NBR 6157, bem como se detalha a geometria das amostras destinadas ao estudo metalográfico (Corpo com medidas 10 x 10 x 10 mm).

Figura 20. Esquema das amostras obtidas para os ensaios. Cinza Escuro – Corpo de prova para ensaio de impacto; Cinza Claro – Corpo de prova para metalografia.



Fonte: O autor (2018).

3.2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

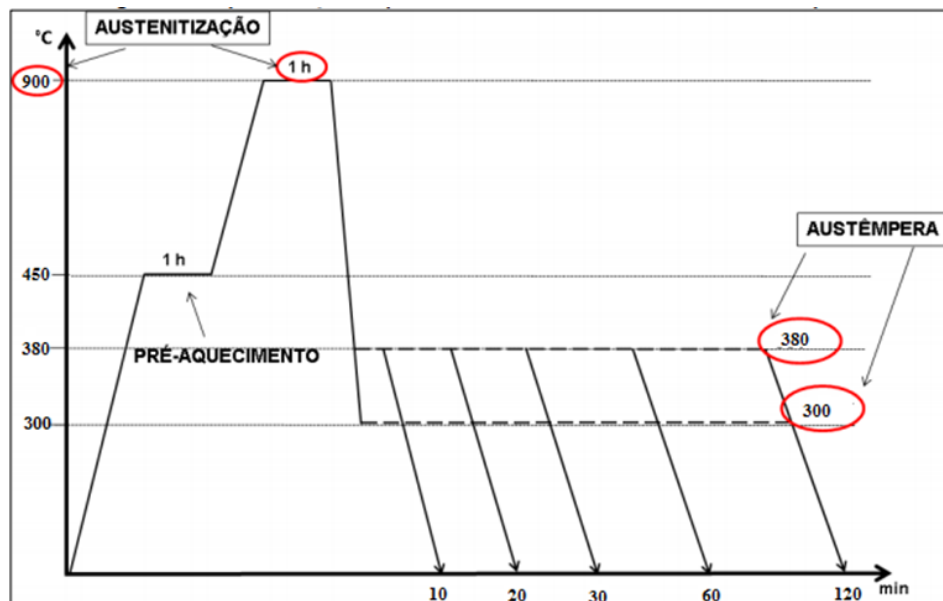
Duas rotas de tratamentos térmicos foram desenvolvidas neste trabalho, consistindo em austêmpera e em têmpera e partição, descritas a seguir.

O tratamento térmico de austêmpera foi realizado em três etapas fundamentais:

1. Pré-aquecimento, efetuado em um forno convencional por uma hora à temperatura de 450°C por 60 min;
2. Austenitização, realizada em um forno com banho de sais a uma temperatura de 900°C, por um período de 60min. Tanto o tempo como a temperatura de austenitização não são o objetivo de estudo desse trabalho, portanto seus valores foram fixados com base no trabalho de Rodrigues (2016);
3. Austêmpera a 300 e 380 °C, por tempos de 10, 20, 30, 60 e 120 min, conforme indicado no esquema da Figura 21, realizada em forno com banho de sais;
4. Resfriamento ao ar até a temperatura ambiente.

O esquema do tratamento térmico de austêmpera realizado está representado na Figura 21. Os tempos e temperaturas de austêmpera foram variados com o objetivo de observar a influência destes parâmetros na obtenção da microestrutura, e foram adotados de acordo com critérios pré-estabelecidos por outros autores.

Figura 21. Representação do tratamento térmico de Austêmpera realizado.

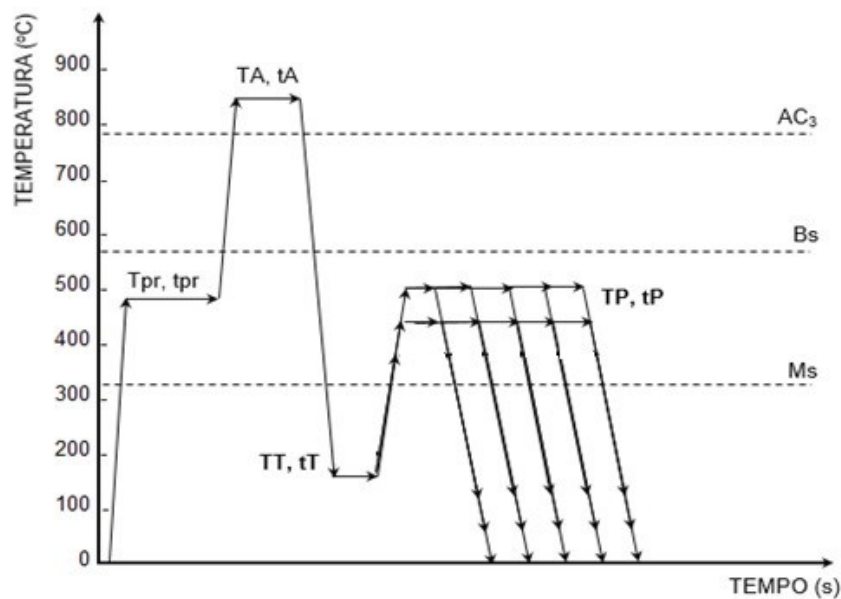


Fonte: Adaptado de Rodrigues (2016).

O tratamento térmico de têmpera e partição foi realizado em quatro etapas fundamentais:

1. Pré-aquecimento das amostras a uma temperatura (T_{pr}) de 450°C e tempo (t_{pr}) de 60 min;
2. Austenitização em temperatura (T_A) de 900°C e tempo (t_A) de 60 min;
3. Têmpera, em temperatura (T_T) 160°C, mantida por tempo (t_T) de 30 s;
5. Partição, em temperatura (T_P) a 300 e 380 °C, por tempos (t_P) de 10, 20, 30, 60 e 120 min, conforme indicado no esquema da Figura 22, realizada em forno com banho de sais.
4. Resfriamento ao ar até a temperatura ambiente.

Figura 22. Rotas de tratamento térmico de têmpera e partição.



Fonte: O autor (2018)

A temperatura de têmpera utilizada levou em consideração a temperatura de início da transformação martensítica (M_s). Para o cálculo de M_s para a liga, foi utilizada a equação experimental proposta por Andrews (1965), apresentada a seguir, que estabelece a correlação entre esse ponto crítico de temperatura com a composição química da austenita à temperatura de austenitização:

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

Diante da dificuldade de determinar a composição química da austenita à temperatura de austenitização, considerou-se a análise realizada por Silva (2013), através do uso do programa de termodinâmica computacional – Thermcalc®, que permitiu determinar a composição química da austenita a 900°C, nas ligas por ele estudadas, para seu uso na equação de Andrews.

Baseado nos dados de composição química das ligas a 900°C, obtidos por Silva (2013), foi feita uma interpolação linear para obter a composição química da austenita para a liga em estudo, na mesma temperatura, considerando-se a composição química original desta. Na Tabela 7 estão a composição química da austenita nas ligas de Silva (2013) e a que corresponde à liga estudada neste trabalho obtida pela interpolação.

Tabela 7. Composição química da austenita a 900°C nas ligas utilizadas por Silva e neste trabalho.

Silva (2013)	Elementos (%)	C	Si	Mn	Cr	Cu	Ni
	Liga 1	0,78	2,28	0,23	0,03	0,50	0,01
	Liga 2	0,71	2,97	0,52	0,03	0,51	0,01
Este trabalho (2018)	Elementos (%)	C	Si	Mn	Cr	Cu	Ni
	Liga B	0,82	2,16	0,10	0,00	6,04	0,81

Fonte: O autor (2018).

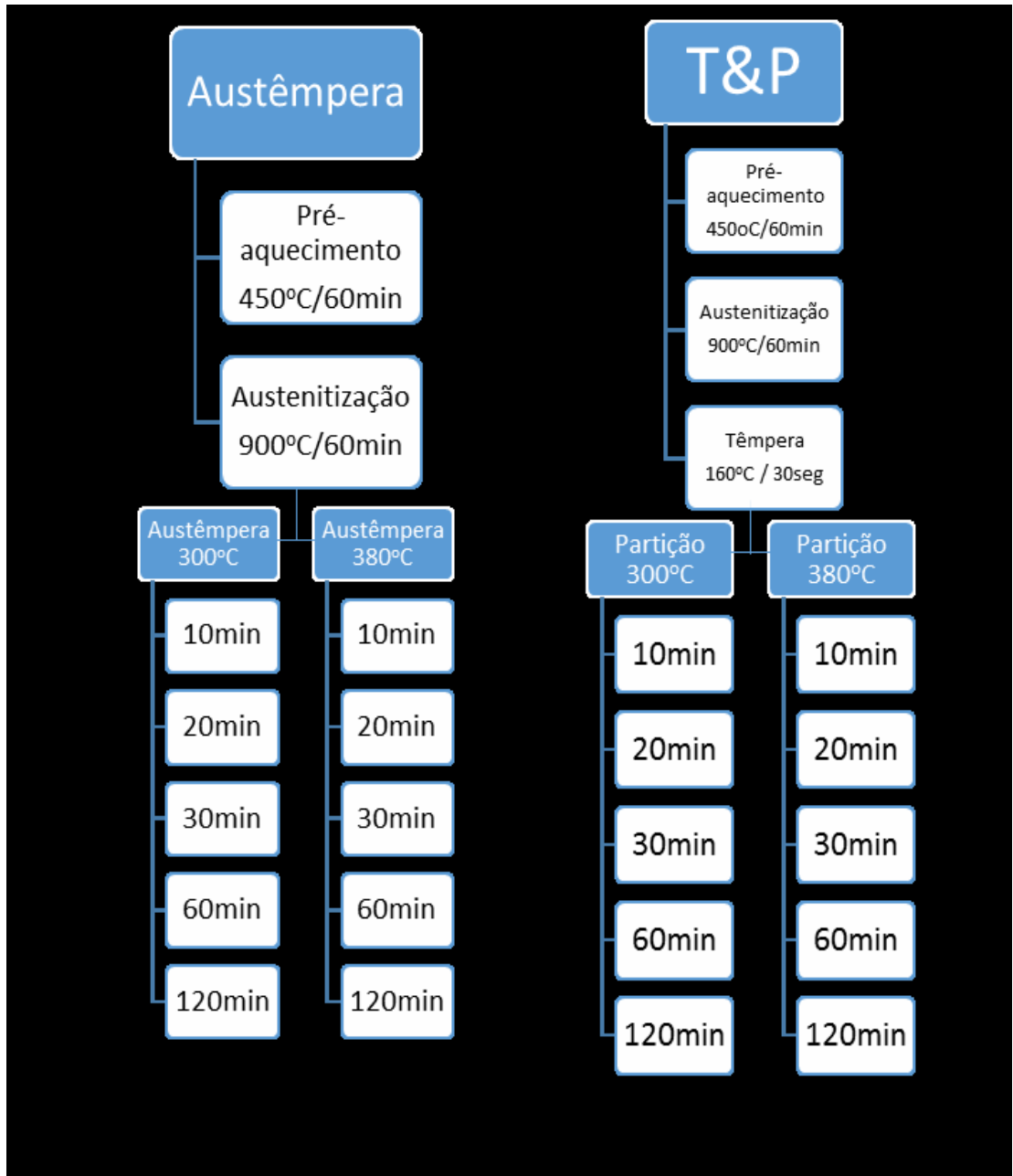
Os dados da Tabela 7 foram, então, utilizados para determinar a temperatura M_s , pela equação de Andrews, que resultou em 171°C. Com este resultado e levando em consideração as recomendações feitas por Silva (2013), para determinar a temperatura de têmpera no tratamento de T&P a pelo menos 10°C abaixo de M_s , foi definida a temperatura de têmpera a 11°C abaixo de M_s , sendo neste caso o valor adotado de T_p de 160°C. Essa temperatura de têmpera, também, foi utilizada por Silva (2013) em uma de suas ligas.

Em relação aos tempos e temperaturas de partição, estes parâmetros foram definidas de acordo com a literatura, principalmente fazendo um compilado entre tempos e temperaturas utilizados por Silva (2013) e Rodrigues (2016), sendo estas 300 e 380°C, mantidas por tempos de: 10; 20; 30; 60 e 120 min, estudados pelos mesmos autores.

Foram feitas duas réplicas de cada uma das condições experimentais de tratamento térmico, descritas anteriormente, e os corpos de prova resultantes foram devidamente identificados, de modo a proceder na caracterização microestrutural e mecânica. A Figura 23

apresenta um fluxograma dos processos de austêmpera e de têmpera e partição desenvolvidos neste trabalho

Figura 23. Fluxograma do tratamento térmico de austêmpera e de têmpera e partição.



Fonte: O autor (2018).

Os tratamentos de austêmpera e de têmpera e partição foram realizados junto à empresa de TupyTEC, localizada em Joinville. Todos os corpos de prova foram tratados em fornos de banho de sais, como os ilustrados na Figura 24 e Figura 25.

Figura 24. Fornos em banho de sais utilizados para os tratamentos térmicos. (1) forno para pré-aquecimento a 450°C e (2) forno banho de sais para austenitização a 900°C.



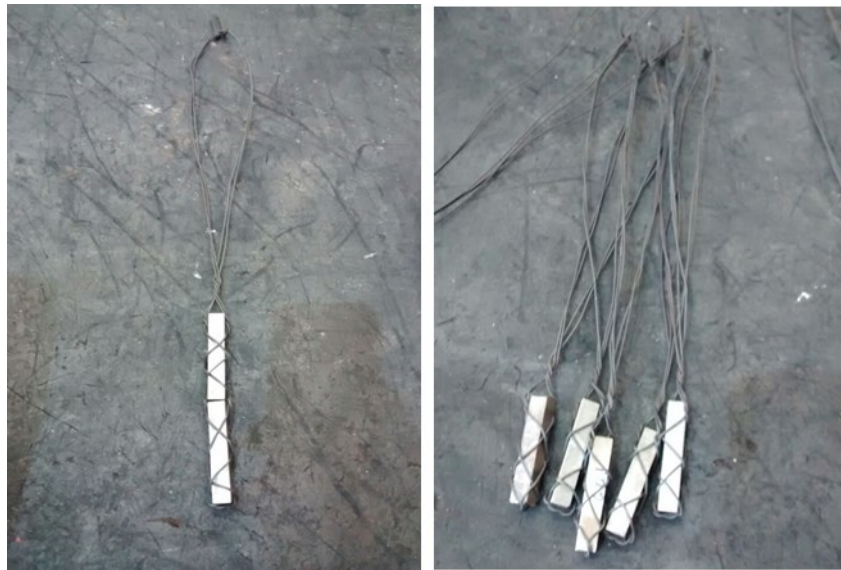
Fonte: O autor (2018).

Figura 25. Fornos em banho de sais utilizados para os tratamentos térmicos. (3) forno para a austêmpera/partição a 300 e 380°C e (4) forno para a têmpera a 160°C.



Fonte: O autor (2018).

Figura 26. Corpos de prova envoltos e fio de arame pouco antes de serem submetidos ao tratamento térmico de têmpera e partição.



Fonte: O autor (2018).

Após as amostras serem tratadas e resfriadas ao ar, estas precisaram ser submetidas ao processo de limpeza consistido de algumas etapas. Primeiramente permaneceram por aproximadamente 15 minutos em um reservatório com água a 80°C, para remoção dos sais que ficam impregnados nas amostras. Em seguida levou-se ao banho em ácido nítrico por 30 segundos, para remoção dos resíduos que ainda permaneceram nas amostras.

Logo após isso, foi realizado um banho de base neutralizante por 30 segundos, para anular o efeito do ácido, seguido de um mergulho em óleo, para proteção das amostras contra oxidação. Por fim, a remoção do envoltório de arame das amostras. As amostras foram identificadas conforme temperatura e tempo de austêmpera (partição), em embalagem específica.

3.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

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.

Para a análise microestrutural, ainda, foi necessário submeter as amostras a ataque químico utilizando o reagente Le Pêra, que é composto por duas soluções igualmente misturadas, sendo a primeira uma solução de 2g de metabisulfito de sódio em 100ml de água destilada, e a segunda uma solução de 4g de ácido pícrico em 100ml de álcool etílico. O tempo de ataque químico foi de aproximadamente 3 a 4 segundos em cada amostra.

3.3.1 Microscopia Óptica

A microscopia óptica foi realizada utilizando um microscópio óptico da Zeiss modelo Axio Imager.M2m, que possui o software AxioVision para a captura de imagens com magnificação variável.

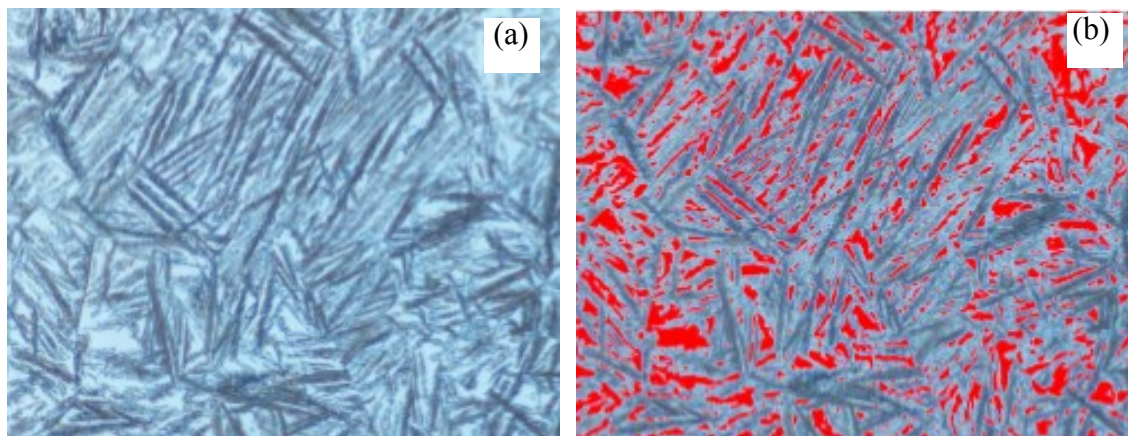
Através da microscopia óptica foi realizada, também, a quantificação das frações volumétricas das fases, com o intuito de estabelecer a relação entre a evolução da microestrutura a 380°C, durante a austêmpera e a T&P, conforme o procedimento desenvolvido por Schegoscheski (2017).

Para a quantificação foram adquiridas um total de cinco microfotografias em regiões distintas nas amostras de cada condição experimental de tratamento, onde a grafita nodular foi utilizada como referencial por ser uma região onde se inicia a nucleação da ferrita, embora sua contagem tenha sido desprezada.

O software utilizado (AxioVision) possibilitou a contagem das fases através de um módulo chamado Workflow, e dentro desse módulo há várias ferramentas úteis na análise metalográfica como contagem de nódulos, tamanho dos grãos, fração volumétrica, entre outros. Nesse trabalho foi utilizada a ferramenta Multiphase utilizada para contagem das fases através da diferenciação das cores e tonalidades apresentada pelo material após o ataque químico.

O método utilizado fez uso de duas cores para diferenciar as agulhas de ferrita acicular marcadas em tons de cinza, da austenita retida marcada em vermelha, como é ilustrado na Figura 27. Também, é possível determinar a fração de constituintes na forma de blocos, a partir da tonalidade vermelha. Os nódulos de grafita não foram contabilizados e, portanto, permaneceram em suas cores originais.

Figura 27. MO: Determinação de fração volumétrica de fases com auxílio de metalografia quantitativa. a) Imagem original, b) Imagem tratada: ferrita acicular (tons de cinza) e austenita retida (vermelho). Amostra da liga B austemperada a 380°C por 30min, 1000x.



Fonte: Adaptado de Schegoscheski (2017).

Neste trabalho o estudo microestrutural restringe-se ao estudo do material em estado de tratamento térmico. Outros aspectos microestruturais, que correspondem aos estados anteriores pelos quais o material se desenvolve, tais como: o número de nódulos por mm², a forma da grafita conforme a norma ISO 945, não foram investigados, levando em consideração que os mesmos foram caracterizados no trabalho de Rodrigues (2016). O resultado da análise utilizando metalografia quantitativa é dado através de uma interface gráfica que tabula o resultado da contagem e apresenta a distribuição da fase na área avaliada.

3.3.2 Microscopia Eletrônica de Varredura

A técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi empregada para complementar a análise feita através de microscopia óptica, com ênfase na caracterização dos aspectos morfológicos da transformação e fase durante a austêmpera, permitindo a obtenção de imagens com uma maior ampliação e resolução.

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) e elétrons retroespalhados (BSD), junto ao Instituto Senai de Tecnologia e Inovação, em Joinville-Santa Catarina. O ataque químico para esta análise foi realizado com reagente de Nital 4%, adotando o mesmo procedimento que aquele desenvolvido por Schegoscheski (2017).

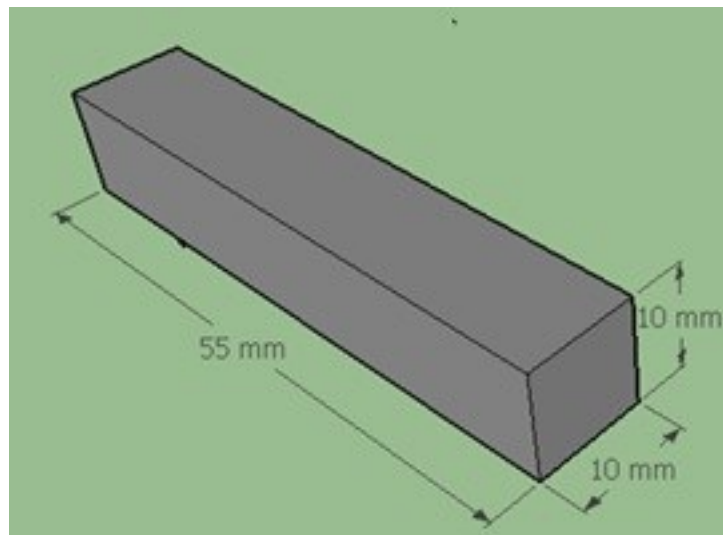
A análise com detector de elétrons retroespalhados auxilio a caracterização morfológica da austenita retida graças à possibilidade de individualizar as diferentes fases, através de aumento do contraste entre em tons de cinza, que o mesmo oferece.

3.4 ENSAIO MECÂNICO DE IMPACTO

De forma a caracterizar a energia absorvida durante impacto foram realizados ensaios de impacto Charpy, à temperatura ambiente, utilizando-se máquina de impacto de marca INSTRON, modelo SI-1D3, com pêndulo de impacto com carga de 360 Joules e indicações analógica e digital, conforme procedimentos normatizados pela ASTM A370. Os ensaios foram realizados junto ao Laboratório de Tecnologia e Caracterização Mecânica do Instituto Senai de Inovação, em Joinville.

Reiterando que as dimensões dos corpos de prova foram baseadas na norma NBR 6157, porém sem entalhe. O corpo de prova do ensaio de impacto está representado na Figura 28. Para cada condição de tratamento, foram utilizadas duas réplicas e, posteriormente, os valores de energia absorvida serão mostrados como a média simples das duas réplicas.

Figura 28. Dimensões do corpo de prova do ensaio de impacto.



Fonte: O autor (2018).

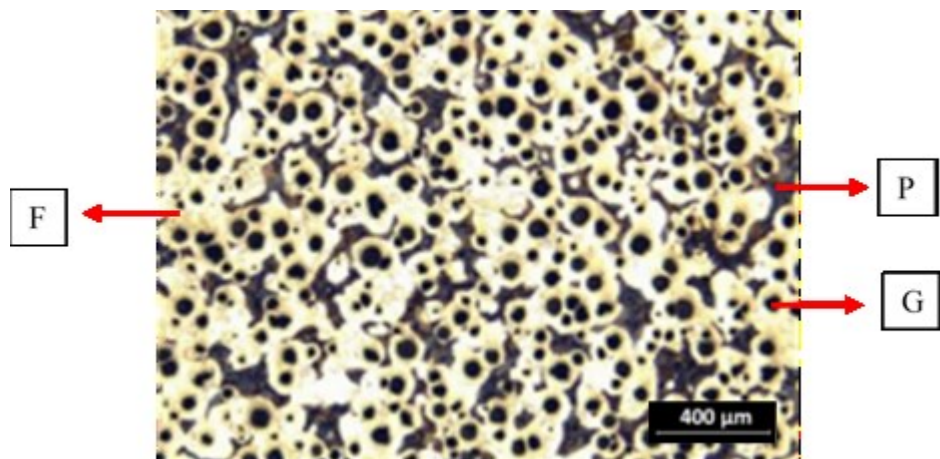
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO MATERIAL NO ESTADO BRUTO

A caracterização microestrutural do estado bruto foi realizada utilizando uma amostra de material, previamente estudado por Rodrigues (2016), a qual foi observada com auxílio de Microscopia Óptica. A Figura 29 apresenta a microestrutura da liga estudada em estado bruto, como entregue pela empresa onde foram desenvolvidas. Pode ser observado que a matriz resultante é ferrita/perlita (75% ferrita, 25% perlita), isso pode estar associado à combinação dos teores de Ni e Cu, presentes na composição química do material.

Na mesma figura pode se observar uma distribuição uniforme de grafitas esferoidais na forma V-VI e tamanho variando entre 5- 6 (ASTM 945, 2008). A quantidade de nódulos variou em torno de 160 nódulos/mm², suficiente para proporcionar uma boa qualidade de ADI. Segundo Rodrigues (2016) o número de nódulo tem papel importante na etapa de austenitização durante o processo de austêmpera e de têmpera e partição. Os nódulos de grafita são reservatórios de carbono, quanto maior o número de nódulos, maior a difusão do carbono durante a saturação da matriz austenítica (RAMOS, 2008).

Figura 29. MO: Microestrutura de amostra bruta de fundição. Ataque Nital 4%. Legenda: F (Ferrita), G (Grafita) e P (Perlita).



Fonte: O autor (2018).

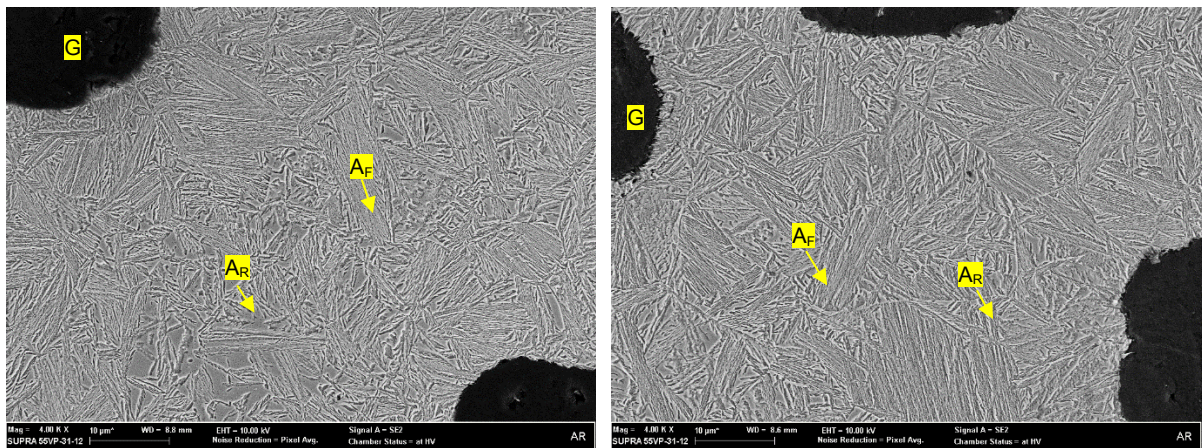
A microestrutura da liga no estado bruto de fusão apresentou regiões ferríticas envolvendo os nódulos de grafita, caracterizando a estrutura “olho de boi”, também reportado por Rodrigues (2016). Esta estrutura é função direta da velocidade de resfriamento e da composição química.

4.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL NO ESTADO AUSTÊMPERA

Imagens de microscopia eletrônica de varredura com detector de elétrons secundários da liga austemperada por 120 min a 300 e 380°C é apresentada na Figura 30. 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 30. MEV-ES: Microestrutura de amostra austemperada por 120 min: (a) a 300°C e (b) a 380°C. Ataque Nital 4%. Legenda: AF (ausferrita), G (Grafita) e AR (Austenita Retida).

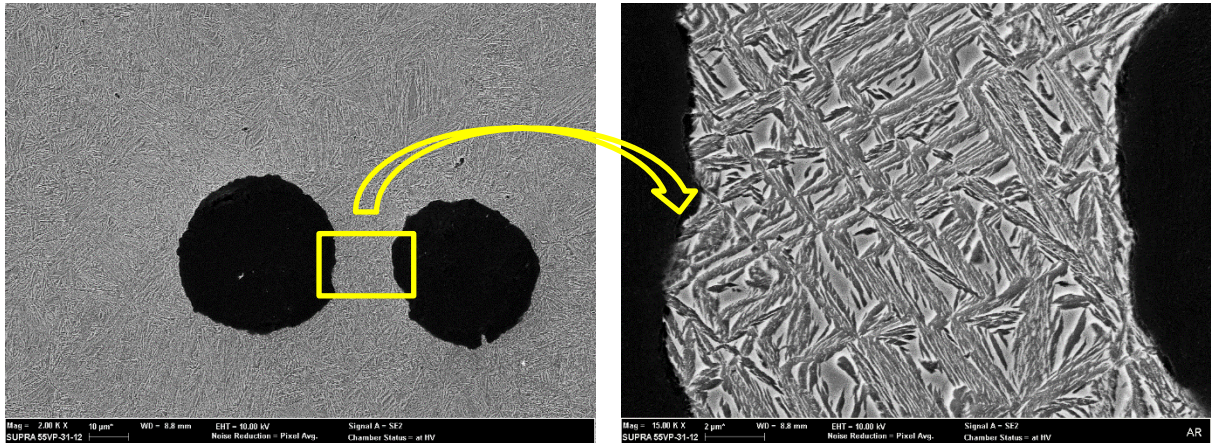
(Ampliação de 4000x).



Fonte: O autor (2018).

A micrografia da Figura 31 chama a atenção para a homogeneidade da microestrutura nas regiões povoadas de nódulos de grafita, mais acentuada nas proximidades dos mesmos, como resultado do acentuado processo difusional do carbono proveniente dos nódulos.

Figura 31. MEV-ES: Morfologia da transformação de fase nas regiões povoadas de grafita. Amostra austemperada por 120min a 300°C. Ataque Nital 4%. Legenda: AF (ausferrita), G (Grafita) e AR (Austenita Retida). (Ampliação de 2000 e 15000x, respectivamente).



Fonte: O autor (2018).

Também, pode se observar a evolução da microestrutura em função das condições de austêmpera, como ilustra a sequência de micrografias da Figura 32.

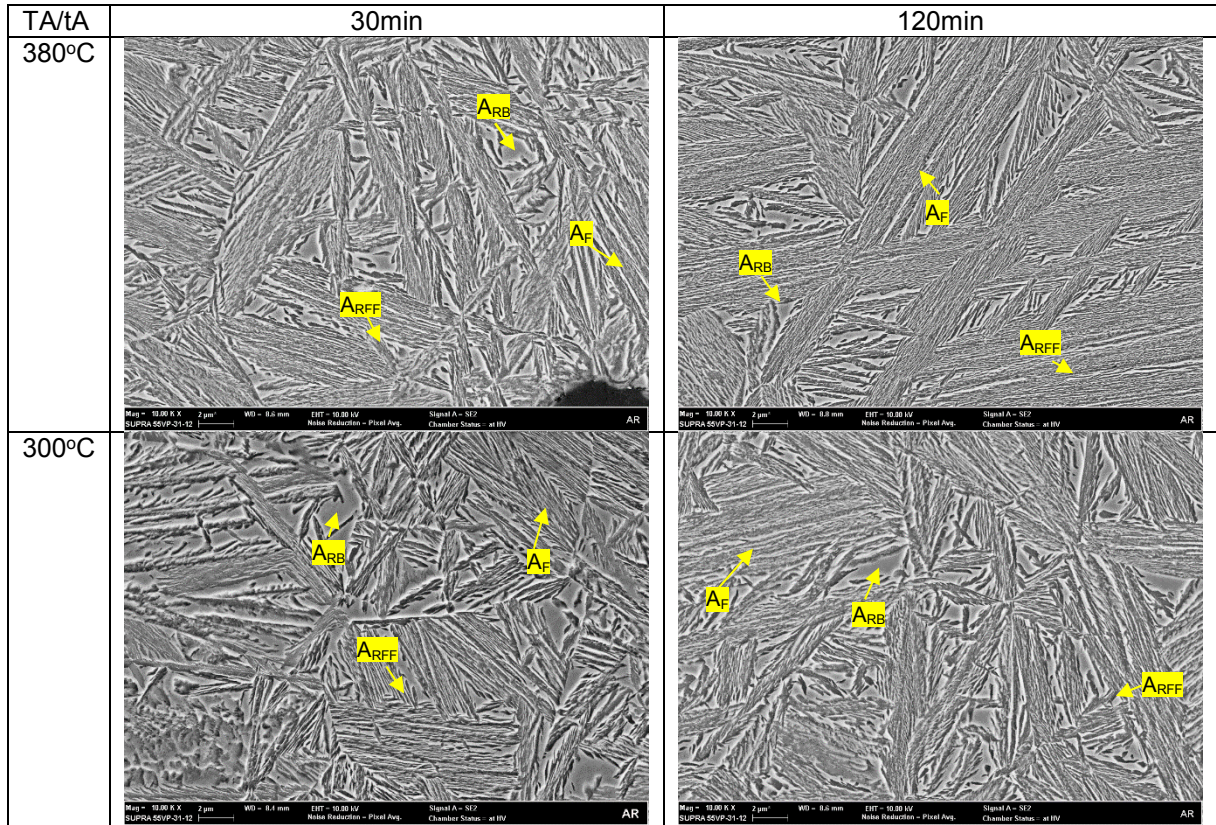
Observam-se, independentemente das condições de austêmpera, a nucleação de finos feixes de ripas de ausferrita em contorno de grão austenítico, intercalados entre os filmes de austenita retida.

Verifica-se, ainda, diferentes morfologias de austenita retida, ora na forma de filmes finos (AR_{FF}) entre as ripas de ausferrita (AF), ora na forma de blocos (AR_B), no encontro dos agrupamentos de feixes, conforme a identificação nas micrografias.

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 bem como sua largura.

É possível observar que as amostras austemperadas à temperatura de 300°C, apresentam maior número de pacotes de feixes de ripas de ausferrita, distribuídos homogeneamente nas regiões com menos densidade de grafita, 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, BHADSHIA, 2001).

Figura 32. MEV-ES: Microestrutura das amostras austemperadas por 30 e 120min a 300 e 380°C. Reagente: Nital 4%. Legenda: AR_B- Austenita retida em Blocos, AR_{FF} – Austenita retida em filmes, AF – Ausferrita. (Ampliação de 10000x).



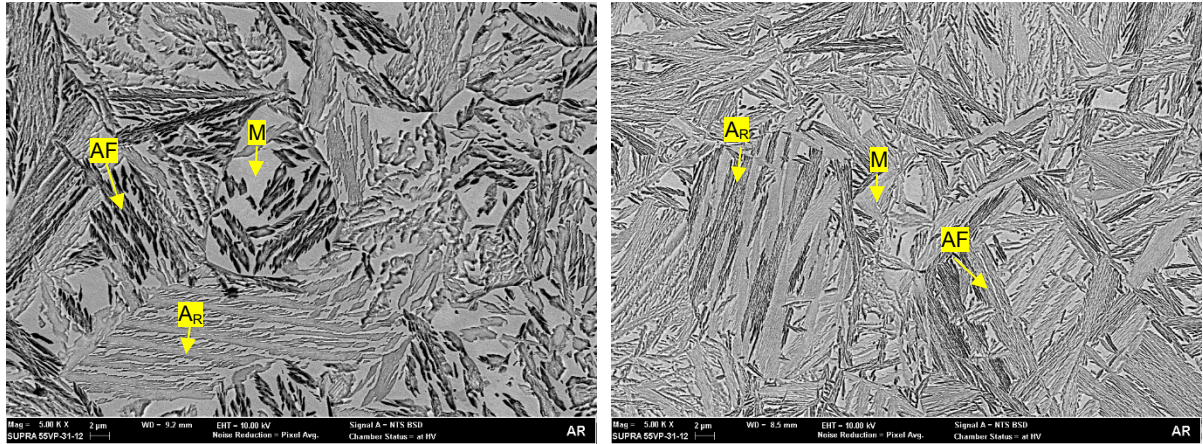
Fonte: O autor (2018).

Por outro lado, comparando as imagens das amostras austemperadas a 300°C com as imagens das austemperadas a 380°C, é possível identificar a diferença na morfologia da ausferrita. As amostras austemperadas a 300°C apresentam uma ferrita acicular mais curta e fina, as amostras a 380°C apresentam uma ferrita longa e espessa. Isto se justifica, pelo fato da difusibilidade do carbono ser maior quanto maior for a temperatura.

4.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL NO ESTADO DE TÊMPERA E PARTIÇÃO

Imagens de microscopia eletrônica de varredura com detector de elétrons retroespalhados da liga temperada a 160°C seguida de partição por 30 min a 300 e 380°C é apresentada na Figura 33.

Figura 33. MEV-BSD: Microestrutura das amostras temperadas a 160°C, seguidas de partição por 30 min a 300 e 380°C. Reagente: Nital 4%. Legenda: M- Martensita, AF – Ausferrita, AR- Austenita retida. (Ampliação de 5000x).



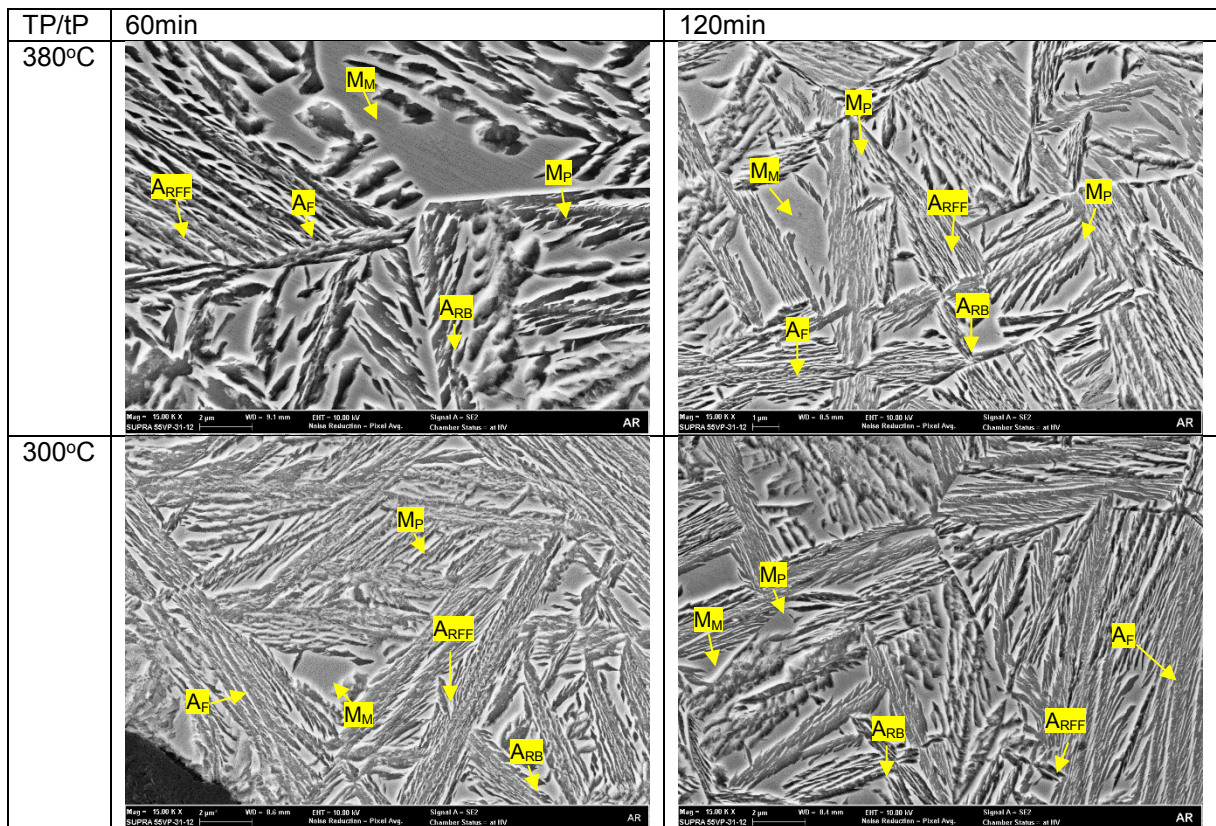
Fonte: O autor (2018).

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.

Na Figura 33 é possível verificar que, ainda, para um tempo de partição de 30min 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.

A evolução da microestrutura em função das condições de partição pode ser vista na forma sequencial das micrografias representadas na Figura 34, para os tempos de 60 e 120 minutos.

Figura 34. MEV-ES: Microestrutura das amostras com partição por 60 e 120min a 300 e 380°C. Reagente: Nital 4%. (Ampliação de 15000x).



Fonte: O autor (2018).

Observa-se 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 (M_P), 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_{FF}), entremeando as placas de martensita; IV- martensita massiva (M_M), que corresponde com a austenita intercristica levemente enriquecida de carbono e com pouca estabilidade; V- blocos de austenita retida (AR_B), localizados preferencialmente em junções triplas de grãos.

Observa-se, também, que os feixes de ausferrita mostram-se com tamanho menor e mais refinados nas amostras tratadas a 300°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.

4.4 INFLUÊNCIA DAS CONDIÇÕES DE TRATAMENTO DE AUSTÊMPERA E DE TÊMPERA E PARTIÇÃO NA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE CONSTITUINTES MICROESTRUTURAIS

A influência das condições de tratamento de austêmpera e de têmpera e partição na fração volumétrica dos principais constituintes microestruturais foi estudada em amostras tratadas à temperatura 380°C, conforme resume-se na Tabela 8.

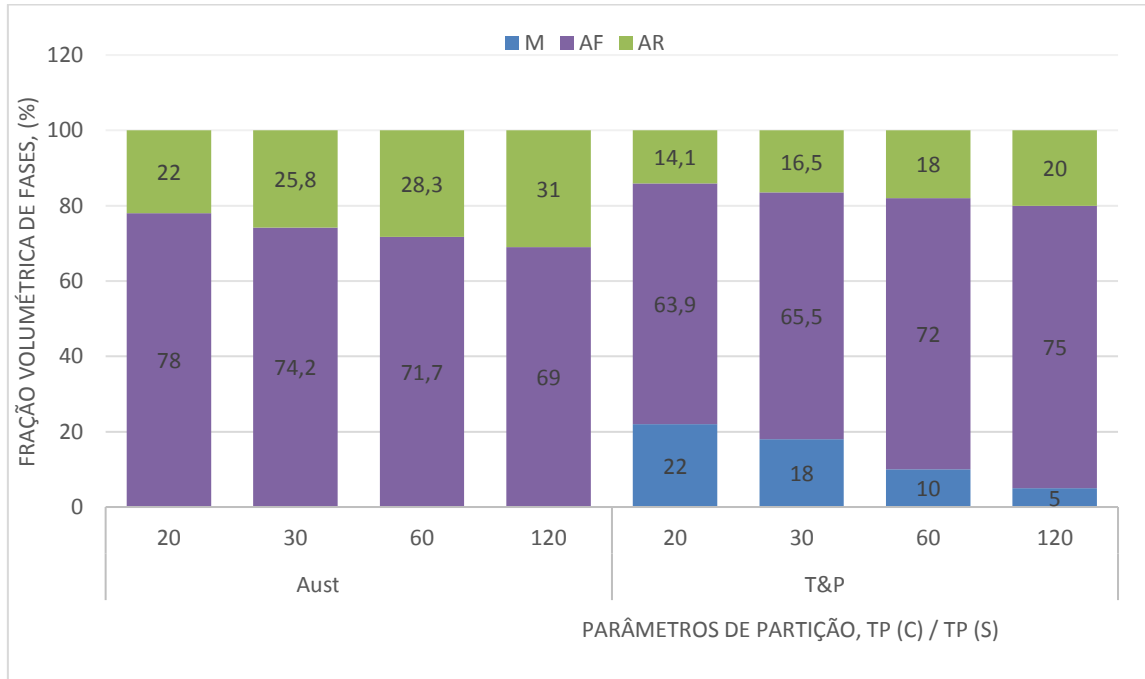
Tabela 8. Fração volumétrica de fases determinadas por metalografia quantitativa, %.

Tratamento	Temp. (°C)	Tempo (min)	AR	M	AF	Desvio
T&P	380	20	14,1	22	63,9	1,2
		30	16,5	18	65,5	3
		60	18	10	72	2,1
		120	20	5	75	1,8
Austêmpera	380	20	22	0	78	1,8
		30	25,8	0	74,2	1,4
		60	28,3	0	71,7	1,6
		120	31	0	69	1,6

Fonte: O autor (2018).

A Figura 35 estabelece a comparação das frações volumétricas de constituintes microestruturais entre ambos os tratamentos térmicos, com auxílio das escalas de cores atribuídas a cada constituinte.

Figura 35. Fração dos constituintes microestruturais em função da rota de tratamento térmico para Austêmpera/Partição a 380°C. Legenda: M: martensita, AF: ausferrita e AR: austenita retida.



Fonte: O autor (2018).

Mediante a escala de cores adotada na representação da fração volumétrica dos constituintes obtidos nos tratamentos de austêmpera e de têmpera e partição, à temperatura de 380°C, nota-se um aumento gradual na quantidade de austenita retida com o aumento do tempo em ambos os tratamentos, sendo mais acentuada no tratamento de austêmpera. Um efeito contrário ocorre com a fração volumétrica de martensita na medida que aumenta o tempo nas amostras tratadas com têmpera e partição.

Este comportamento tem como base as condições em que se realiza o tratamento de têmpera. Para um mesmo tempo de têmpera espera-se que o controle da fração volumétrica de martensita deva se dar em função do tempo de partição, onde a martensita previamente formada vai aliviando as tensões no reticulado cristalino, na medida em que ocorre o fenômeno de partição de carbono para a austenita em transformação.

4.5 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA

O ensaio de impacto Charpy, apresentou os dados listados nas Tabela 9 e Tabela 10, para cada um dos tratamentos térmicos desenvolvidos. Os valores de desvio padrão representados com (-) significam que uma das réplicas falhou no teste.

Tabela 9. Valores de energia absorvida (J) para as condições de Austêmpera.

Austêmpera							
Temperatura	Tempo (min)	Energia Absorvida (J)	Desvio Padrão (J)	Temperatura	Tempo (min)	Energia Absorvida (J)	Desvio Padrão (J)
300°	10	27,27	1,8	380°	10	40,16	3,8
	20	35,59	2,8		20	58,56	2
	30	37,8	3		30	71,48	2,5
	60	58,2	2,5		60	81,66	4
	120	71,4	1,78		120	84,16	3

Fonte: O autor (2018).

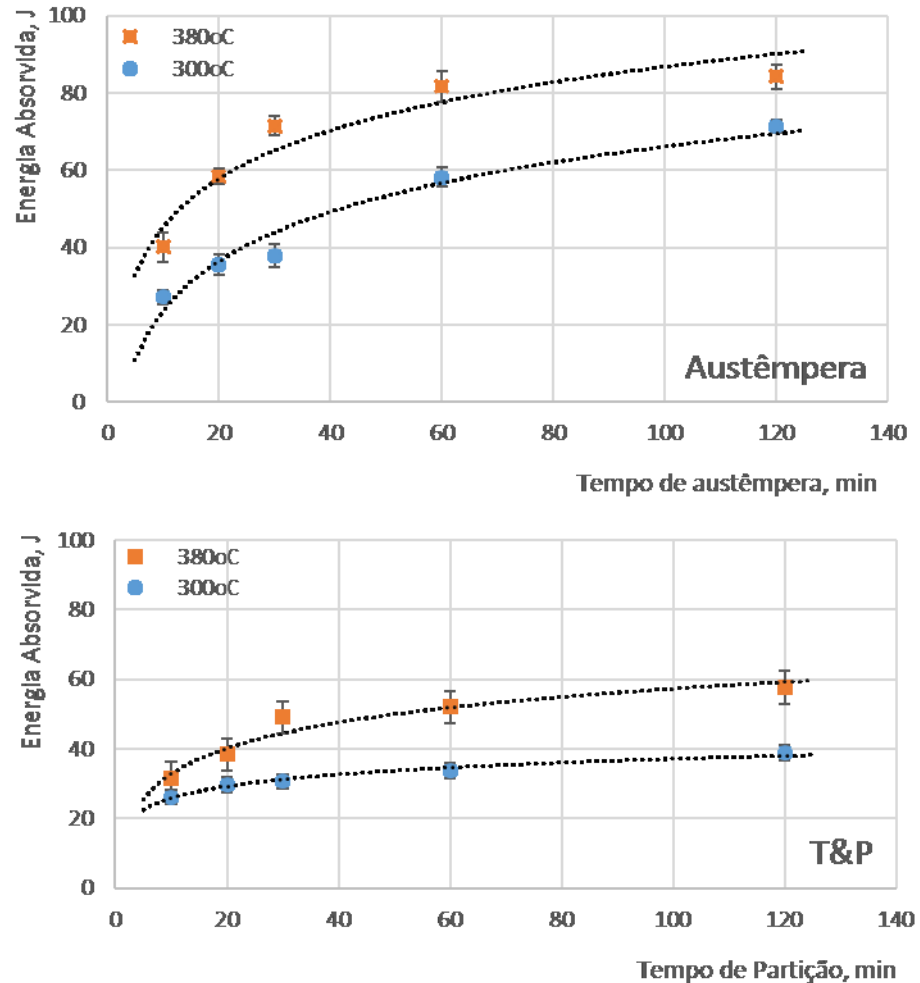
Tabela 10. Valores de energia absorvida (J) para as condições de Têmpera e Partição

Têmpera e Partição							
Temperatura	Tempo (min)	Energia Absorvida (J)	Desvio Padrão (J)	Temperatura	Tempo (min)	Energia Absorvida (J)	Desvio Padrão (J)
300°	10	26,21	2,32	380°	10	31,67	2,77
	20	29,66	2,43		20	38,42	-
	30	30,74	-		30	49,12	4,8
	60	33,78	3,04		60	52,08	-
	120	38,86	1,67		120	57,67	1,78

Fonte: O autor (2018).

A Figura 36 estabelece a tendência do comportamento da energia absorvida em função dos parâmetros dos tratamentos de austêmpera e de têmpera e partição, com base nos dados compilados nas Tabela 9 e Tabela 10, respectivamente.

Figura 36. Energia absorvida (J) no ensaio de impacto Charpy conforme os parâmetros de tratamento.



Fonte: O autor (2018).

Constata-se um aumento gradual da energia absorvida com o aumento do tempo independentemente de qual seja a temperatura de tratamento. Os valores mais expressivos de energia absorvida foram contatados na temperatura de tratamento de 380°C, em ambas as rotas investigadas. Observou-se que o tratamento de austêmpera reporta valores mais altos de energia absorvida, correlacionando-se com os aspectos morfológicos das transformações de fase, descritos anteriormente.

É uma constatação a relação entre a fração volumétrica de austenita retida com a capacidade do material de absorver energia durante o ensaio de impacto Charpy. Neste sentido, a amostra austemperada a 380°C por 120 min, onde se constatou a maior fração volumétrica de austenita retida (31%) mostrou-se com maior capacidade de absorção de energia (84,16 J).

Por outro lado, as amostras tratadas por mais tempo (120 min) à temperatura de 380°C, no processo de partição, tiveram mais tempo para a ocorrência do fenômeno de partição de carbono, o que resultou em um maior alívio e refino na estrutura martensítica e, conseqüentemente, na redução da dureza, permitindo maior absorção de energia antes da fratura, em concordância com os postulados da literatura (LIMA, 2006). Nas amostras onde obtiveram-se a maior fração de martensita a energia absorvida foi menor.

5 CONCLUSÃO

As conclusões deste trabalho são:

- 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.
- Constatou-se que com o aumento do tempo de austêmpera à temperatura de 380°C há um aumento significativo da fração volumétrica de austenita retida, de 22% (para um tempo de 20min) para 31% (para um tempo de 120min).
- Observou-se que, ainda, para um tempo de partição de 30min à temperatura de 300°C houve abundante formação de martensita, 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 martensíticas foram mais discretas.
- 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.
- Foi possível constatar o efeito da temperatura de tratamento térmico na morfologia da ausferrita. As amostras tratadas a 300°C apresentam uma ferrita acicular mais curta e fina do que as tratadas a 380°C, que se mostraram mais longa e espessa, associado à difusibilidade do carbono ser maior quanto maior for a temperatura.
- Constatou-se um aumento gradual da energia absorvida com o aumento do tempo independentemente de qual seja a temperatura de tratamento. Os valores mais expressivos de energia absorvida foram constatados na temperatura de tratamento de 380°C, em ambas as rotas investigadas.
- O tratamento de austêmpera reporta valores mais altos de energia absorvida, quando comparados aos obtidos nas condições experimentais de têmpera e partição.

- Foi verificada a relação entre a fração volumétrica de austenita retida com a capacidade de absorção de energia do material, durante o ensaio de impacto. A austêmpera a 380°C por 120min, onde se constatou a maior fração volumétrica de austenita retida (31%), mostrou-se a condição mais adequada com a maior capacidade de absorção de energia (84,16J).
- Foi observado que as amostras tratadas por mais tempo (120min) à temperatura de 380°C, no processo de partição, apresentaram uma maior absorção de energia antes da fratura, quando comparada às outras condições experimentais da mesma rota de tratamento, tendo visto o potencial alívio de tensões na martensita que é promovido pela partição de carbono para tempos maiores.

6 RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com base nos resultados obtidos no presente trabalho, segue abaixo as seguintes sugestões para trabalhos futuros:

- 1) Completar a quantificação de fases em outras condições de temperatura em ambos os tratamentos;
- 2) Aprimorar a análise quantitativa da fração volumétrica de austenita retida com auxílio da técnica de difração de Raios-X a modo de complementar a caracterização morfológica;
- 3) Aprofundar na análise morfológica e nos micro-mecanismos da transformação de fase com auxílio das técnicas de EDS, WDS;
- 4) Completar o estudo do comportamento mecânico realizando caracterização da superfície de fratura nas diferentes condições experimentais ensaiadas com impacto Charpy.

REFERÊNCIAS

ASSUNÇÃO, F. C. R. **Novos desenvolvimentos de aços de ultra-alta resistência: expoentes da metalurgia apresentam suas inovações**. Caderno Técnico. Rio de Janeiro, p. 102-108. mar. 2005.

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. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. LTC Livros Técnicos e Científicos 7 ed. 2007.

CEDRIC, W. R. **Engineering materials science**. [S.l.]: Wadsworth Publishing Company, Inc. 1968.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2002.

CLARKE, A.J.; SPEER, J.G.; MILLER, M.K.; HACKENBERG, R. E.; EDMONDS, D.V.; MATLOCK, D. K.; RIZZO, F.C.; CLARKE K. D.; MOOR, E. **Carbon partitioning to austenite from martensite or bainite during the quench and partition (q&p) process: A critical assessment**. Acta Materialia, n. 56, p16-22, 2008.

COLPAERT, Hubertus. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. 4ª Ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2008.

DA MOTA, P. R. **Estudo do processo de rosqueamento com macho de corte de metal duro em ferro fundido vermicular**. Tese (Doutorado), curso de engenharia mecânica – Universidade Federal de Uberlândia, 2009.

DELIA, M.; ALAALAM, M.; GRECH M. **Effect of austenitizing Conditions on the Impact Properties of an Alloyed Austempered Ductile Iron of Initially Ferritic Matrix Structure**. Journal of Materials Engineering and Performance, V.7, p.265- 272. 1998.

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 da Universidade Federal de Minas Gerais. 2003.

DO CARMO, D. J.; DIAS, J. F. **Ferro Fundido Nodular Austêmperado**. Perfil Editora v.1 1.Ed. Belo Horizonte, 2001.

ELLIOTT, R. **Cast Iron Technology**. London: Butterworths, 1988.

GERDEMANN, F.L.H.; SPEER, John G.; MATLOCK, David K. **Microstructure and hardness of steel grade 9260 heat-treated by the quenching and partitioning (Q&P) process**.

Materials Science and Technology (MS&T) 2004 Conference Proceedings, p. 439-449, New Orleans and Warrendale, sep. 2004.

GUESSER W. L. **Fragilização por hidrogênio em ferros fundidos nodulares e maleáveis pretos**, 1993, Tese de Doutorado, EPUSP

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

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.

KOVACS, B. V. **Austempered Ductile Iron: Fact and Fiction**. Modern Casting. P.38-41, n.3, 1990.

KOVACS, B. V. **On the Terminology and Structure of ADI**. AFS Transactions, p.417-420. 1994

LIMA, F. B. **Microestrutura e Tenacidade de Aços de Baixa Liga Tipo 41XX - Uma Abordagem Quantitativa**. 2006. 188 f. Dissertação (Mestrado em Ciências em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2006.

LUSSOLI, R. J. **Efeito da Adição de Cobre e da Seção da Peça sobre as Características Microestruturais e Mecânicas do Ferro Fundido Nodular Austêmperado**. Dissertação de Mestrado – Universidade Federal do Estado de Santa Catarina. Florianópolis, 2003.

MARTINS, A. R. F. A. **Têmpera e partição em aços de alta resistência contendo Ni: modelagem cinética, microestrutura e propriedades mecânicas**. 2007. 194 p. Tese de Doutorado, Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2007.

MATLOCK, D.K.; SPEER, J.G.; MOOR, E.D. GIBBS, P.J.; **Recent developments in advanced high strength sheet steels for automotive applications: an overview**. Jestech, 15, p. 1-12, 2012

PUTATUNDA, S. K. **Development of Austempered Ductile Cast Iron (ADI) with simultaneous High Yield Strength and Fracture Toughness by a Novel TwoStep Austempering Process**. Materials Science and 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

PRASAD, R. P.; PUTATUNDA, S. K. **Investigations on The Fracture Toughness of Austempered Ductile Irons Austenitized at Different Temperatures**. Material Science and Engineering, v.349, n.1 p.136-149. 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.

ROHDE, R. A. **Metalografia Preparação De Amostras: Uma abordagem pratica**. 2010. Disponível em: <<http://www.urisan.tche.br/~lemm/metalografia.pdf>>. Acesso em: 04 jan. 2018.

SANTOS, S. A. B. **Efeito da composição química na produção de ferros fundidos nodulares**. 55º congresso anual ABM. P.1156-1179. Rio de Janeiro. 2000

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. Cap. 89218070.

SILVA, A. J. S. T. **Têmpera e Partição em ferros fundidos nodulares**. 2013. 131 p. Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2013.

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

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. 219-337, 2004

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.

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

VARGAS, J. M. **Comportamento Microestrutural E Mecânico Do Aço Trip Ao Mn-Si-Al Após Tratamento De Têmpera E Partição (T&P)**. 2016. 108. Dissertação de Mestrado - Curso de Engenharia Mecânica, Centro Universitário Sociesc - Unisociesc, Joinville, 2016.

YESCAS, M. A.; BHADESHIA, 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.