

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

ANDRÉ LUÍS SCHEGOSCHESKI

CARACTERIZAÇÃO DE FERRO FUNDIDO NODULAR SOB DIFERENTES
CONDIÇÕES DE AUSTÊMPERA

Joinville
2017

ANDRÉ LUÍS SCHEGOSCHESKI

CARACTERIZAÇÃO DE FERRO FUNDIDO NODULAR SOB DIFERENTES
CONDIÇÕES DE AUSTÊMPERA

Trabalho de Conclusão de Curso
apresentado ao curso de graduação em
Engenharia Automotiva, da Universidade
Federal de Santa Catarina, Campus de
Joinville, como requisito parcial para
obtenção do título de Bacharel.

Orientador: Dr. Modesto Hurtado Ferrer

Joinville

2017

CARACTERIZAÇÃO DE FERRO FUNDIDO NODULAR SOB DIFERENTES
CONDIÇÕES DE AUSTÊMPERA

ANDRÉ LUÍS SCHEGOSCHESKI

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

Joinville (SC), 29 de Novembro de 2017.

Banca Examinadora:

Prof. Modesto Hurtado Ferrer, Dr. Eng.
Orientador

Prof. Gabriel Benedet Dutra, Dr. Eng.
Membro

Alexsandro Rabelo, Mestre Eng.
Membro

AGRADECIMENTOS

Agradeço imensamente a Deus por me permitir estudar e fazer esse trabalho, tornando-me uma pessoa melhor e um profissional mais capacitado.

Agradeço a meus pais Gerson Schegoscheski e Hildegard Schegoscheski e a minha irmã Viviane Schegoscheski por sempre suprir minhas necessidades, me apoiar nos momentos difíceis da vida e me ensinarem valores que me tornaram o que sou hoje e que levarei por toda minha vida.

Agradeço ao meu orientador Prof. Dr. Modesto Hurtado Ferrer por me proporcionar a oportunidade e os materiais necessários para a realização desse trabalho, bem como por me orientar e instruir nos momentos difíceis.

Agradeço especialmente ao meu amigo Aleksandro Rabelo por me ajudar no desenvolvimento deste trabalho, tanto na parte experimental como na parte teórica, graças a todo seu conhecimento e experiência.

Agradeço a todos os colaboradores do LATECME que me ajudaram na realização da parte experimental e me instruíram a utilizar os equipamentos dos laboratórios.

Agradeço imensamente ao LATECME por me permitir utilizar suas instalações e equipamentos, o que me proporcionou a realização deste trabalho.

RESUMO

O domínio do conhecimento sobre materiais sempre foi almejado pelo homem. Desde os primórdios da sua existência até os dias de hoje o comportamento de peças e ferramentas quando submetidas a esforços mecânicos sempre estiveram em evidência. O ferro fundido nodular austemperado ou ADI (*Austempered Ductile Iron*) apresenta uma microestrutura composta por grafita nodular dispersa em uma matriz de ferrita acicular e austenita com alta concentração de carbono, sendo a junção dessas duas formas alotrópicas do ferro denominada ausferrita. Essa estrutura garante ao ADI elevada resistência mecânica, resistência ao desgaste e ductilidade. Neste trabalho estudou-se o comportamento microestrutural de uma liga de ferro fundido nodular, contendo Cu e combinação de Cu+Ni, sob diferentes condições de temperatura e tempo de austêmpera. As ligas em seu estado bruto foram obtidas através de processo industrial de fundição em blocos com formato “Y”. 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 320°C e 380°C, variando o tempo em 5 a 30 min. A caracterização microestrutural das amostras foi realizada com o auxílio das técnicas de microscopia óptica e microscopia eletrônica por varredura, com interface para a análise de imagens. Foi constatada a presença de agrupamento de feixes de ferrita, entremeados de regiões de austenita retida na forma de filmes finos (AR_{FF}) entre as ripas de ferrita bainítica (FB), como na forma de blocos (AR_B), no encontro dos agrupamentos de feixes. A microestrutura das amostras austemperadas apresentaram-se homogêneas nas regiões povoadas de nódulos de grafita, ao mesmo tempo que revelaram gradientes de microestruturas nas regiões com menos densidade de grafita. Verificou-se que na medida em que aumenta o tempo de tratamento, aumenta a fração volumétrica de austenita retida, independentemente da temperatura de austêmpera. Isto está associado ao aumento do enriquecimento de carbono da austenita remanescente, ao longo da transformação isotérmica. De acordo com os resultados desta pesquisa a liga com maior teor de Cu apresenta os maiores valores de fração de austenita retida, com o aumento do tempo e da temperatura de austêmpera.

Palavras-Chave: Ferro fundido nodular. Austêmpera. Ferrita Bainítica. Austenita Retida. Austemperabilidade.

ABSTRACT

The domain of knowledge about materials has always been sought by man, from the beginnings of his existence to the present day the behavior of parts and tools when subjected to mechanical stress have always been in evidence. The austempered nodular cast iron or ADI (*Austempered Ductile Iron*) presents a microstructure composed of nodular graphite dispersed in a matrix of acicular ferrite and austenite with high carbon concentration, the junction of these two allotropic forms of iron called ausferrite. This structure guarantees to ADI high mechanical strength, wear resistance and ductility. In this paper the microstructural behavior of a nodular cast iron alloy containing Cu and Cu + Ni combination was studied under different temperature and temperature conditions. The alloys in their raw state were obtained through an industrial Y shaped block casting process. The heat treatments consisted of a preheating at 450°C, followed by the austenitization step at 880°C for a fixed time of 60 min. The austempera was performed in a salt bath at temperatures of 320°C and 380°C, varying the time in 5 to 30 min. The microstructural characterization of the samples was carried out with the aid of optical microscopy and scanning electron microscope, with an interface for image analysis. It was verified the presence of grouping of ferrite bundles, interspersed with regions of austenite retained in the form of thin films (AR_{FF}) between bainite ferrite slats (FB), as in block form (AR_B), in the clustering of bundles. The microstructure of the austempered samples was homogeneous in the populated regions of graphite nodules, while showing microstructure gradients in the regions with less graphite density. It has been found that as the treatment time increases, the volumetric fraction of retained austenite increases, regardless of the austempera temperature. This is associated with increased carbon enrichment of the remaining austenite along the isothermal transformation. According to the results of this research the alloy with higher Cu content presents the highest values of austenite fraction retained, with the increase of the time and temperature of austempera.

Keywords: Nodular cast iron. Austempera. Bainitic Ferrite. Austenite Retained. Austemperability..

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

FIGURA 1 - PRODUÇÃO DE FUNDIDOS NO BRASIL.....	12
FIGURA 2 – MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA DOS FERROS FUNDIDOS CITADOS.	16
FIGURA 3 – DIAGRAMA FE-C.....	17
FIGURA 4 – GRÃO DE PERLITA REPRESENTANDO AS CAMADAS DE FERRITA E CEMENTITA.....	18
FIGURA 5 – CLASSIFICAÇÃO DAS FORMAS DA GRAFITA.....	20
FIGURA 6 – CLASSIFICAÇÃO DOS NÓDULOS DE GRÁFICA EM RELAÇÃO AOS SEUS TAMANHOS. ...	21
FIGURA 7 – MICROESTRUTURA DE FERRO FUNDIDO NODULAR DE MATRIZ FERRÍTICA/PERLÍTICA, FERRITA EM TORNO DOS NÓDULOS DE GRAFITA.....	23
FIGURA 8 – ESTRUTURA AUSFERRÍTICA DO ADI.....	24
FIGURA 9 – COMPARAÇÃO DA RESISTÊNCIA À TRAÇÃO PELO ALONGAMENTO DO ADI COM OUTRAS MATRIZES DE FERROS FUNDIDOS NODULARES.....	26
FIGURA 10 – CICLO DE TRATAMENTO TÉRMICO DA AUSTÊMPERA.....	31
FIGURA 11 – INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA NO TEMPO DO PROCESSO DE AUSTENITIZAÇÃO. ...	32
FIGURA 12 – DIAGRAMA TTT (TEMPO-TRANSFORMAÇÃO-TEMPERATURA) DO PROCESSO DE AUSTÊMPERA.....	33
FIGURA 13 – MICROESTRUTURA APÓS A AUSTÊMPERA A (A) 350°C, (B) 370°C, (C) 390°C E (D) 410°C.....	35
FIGURA 14 – ESQUEMA REPRESENTATIVO DOS ESTÁGIOS I E II DO PROCESSO DE AUSTÊMPERA.	36
FIGURA 15 – CRESCIMENTO DA FERRITA ACICULAR.....	36
FIGURA 16 – CURVAS DE ENERGIA LIVRE DA FERRITA E AUSTENITA EM FUNÇÃO DA CONCENTRAÇÃO DE CARBONO.....	37
FIGURA 17 – BRAÇO DA SUSPENSÃO DE UM VEÍCULO DE PASSEIO.....	39
FIGURA 18 – DENTES DE ESCAVAÇÃO FABRICADOS EM ADI.	39

FIGURA 19 – FLUXOGRAMA DO PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL REALIZADO.....	40
FIGURA 20 – DIMENSÕES DOS BLOCOS “Y” VAZADOS.....	42
FIGURA 21 – ESQUEMA DOS PROCESSOS DE AUSTENITIZAÇÃO E AUSTÊMPERA EMPREGADOS NO ESTUDO.	44
FIGURA 22 - FORNOS UTILIZADOS PARA O TRATAMENTO TÉRMICO.....	45
FIGURA 23 – MO: DETERMINAÇÃO DE FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE FASES COM AUXÍLIO DE METALOGRAFIA QUANTITATIVA	47
FIGURA 24 – REPRESENTAÇÃO GRÁFICA DA QUANTIFICAÇÃO DE FASE UTILIZANDO A FERRAMENTA <i>MULTIPHASE</i>	48
FIGURA 25 – MICROESTRUTURA BRUTA DE FUNDIÇÃO DA LIGA A.....	50
FIGURA 26 - MICROESTRUTURA BRUTA DE FUNDIÇÃO DA LIGA B.....	51
FIGURA 27 – MO: MICROESTRUTURA DAS AMOSTRAS AUSTEMPERADAS A 320 E 380°C A UM TEMPO DE 10 MIN, NAS LIGAS A E B. AUMENTO DE 500X. REAGENTE: LÊ PERA. ...	52
FIGURA 28 – MO: MICROESTRUTURA DAS AMOSTRAS AUSTEMPERADAS A 380°C A UM TEMPO DE 15 MIN: A) LIGA A; B) LIGA B. AUMENTO DE 500X. REAGENTE: LÊ PERA.....	53
FIGURA 29 – MO: MICROESTRUTURA DAS AMOSTRAS AUSTEMPERADAS A 320 E 380°C A UM TEMPO DE 30 MIN, NAS LIGAS A E B. AUMENTO DE 500X. REAGENTE: LÊ PERA. ...	54
FIGURA 30 – MEV-BSD: MICROESTRUTURA DE AMOSTRA DA LIGA B AUSTEMPERADA A 380°C A UM TEMPO DE 30 MIN. REAGENTE: NITAL 3,5%.....	55
FIGURA 31 – MEV - SE: MICROESTRUTURA TÍPICA DE AMOSTRAS AUSTEMPERADAS A 320 E 380°C A UM TEMPO DE 30 MIN, NAS LIGAS A E B. AUMENTO DE 15.000X. REAGENTE: NITAL 3,5%.	56
FIGURA 32 – MEV - SE: MORFOLOGIA DA AUSTENITA RETIDA EM AMOSTRAS AUSTEMPERADAS A 320 E 380°C A UM TEMPO DE 30 MIN, NAS LIGAS A E B. AUMENTO DE 30.000X. REAGENTE: NITAL 3,5%.	57

FIGURA 33 – MEV - SE: LARGURA E ESPAÇAMENTO ENTRE FEIXES DE AUSTENITA RETIDA 380°C A UM TEMPO DE 30 MIN, NA LIGA B. AUMENTO DE 30.000X. REAGENTE: NITAL 3,5%.....	58
FIGURA 34 – MEV - SE: AUSTENITA RETIDA NA FORMA DE BLOCOS E FILMES FINOS E BASTONETES EM AMOSTRA AUSTEMPERADA A 380°C A UM TEMPO DE 30 MIN, NA LIGA A. AUMENTO DE 70.000X. REAGENTE: NITAL 3,5%.....	58
FIGURA 35 – RELAÇÃO ENTRE A FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE AUSTENITA RETIDA E O TEMPO DE AUSTÊMPERA.....	60
FIGURA 36 – RELAÇÃO ENTRE A FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE AUSTENITA RETIDA E O TEMPO DE AUSTÊMPERA.....	60

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 – CLASSIFICAÇÃO DOS FERROS FUNDIDOS NODULARES CONFORME NORMA ASTM A536.	19
TABELA 2 - CLASSIFICAÇÃO DOS FERROS FUNDIDOS NODULARES CONFORME NORMA DIN EN 1563.	19
TABELA 3– ESPECIFICAÇÃO DO FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO.	25
TABELA 4 – COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO FERRO FUNDIDO NODULAR COM OS LIMITES MÁXIMOS DE ALGUNS ELEMENTOS DE LIGA.	27
TABELA 5 – TEORES RECOMENDADOS DE CARBONO E SILÍCIO PARA FERRO FUNDIDO NODULAR DE MATRIZ PREDOMINANTEMENTE PERLÍTICA.	27
TABELA 6 – PROPRIEDADES MECÂNICAS DO ADI TRATADO EM DIFERENTES TEMPERATURAS DE AUSTÊMPERA.	34
TABELA 7 – COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS LIGAS A E B.	41
TABELA 8 – PARÂMETROS DO PROCESSO DE AUSTÊMPERA DE AMBAS AS LIGAS.	43
TABELA 9 – RESULTADOS DAS CONTAGENS DA FERRITA ACICULAR E AUSTENITA RETIDA FORMADAS.	59

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	12
1.1	OBJETIVOS	13
1.1.1	Objetivo geral	13
1.1.2	Objetivos específicos	14
2	REFERENCIAL TEÓRICO.....	15
2.1	FUNDAMENTOS DO FERRO FUNDIDO	15
2.1.1	Características Microestruturais dos Ferros Fundidos	16
2.1.2	Ferro Fundido Nodular e suas Propriedades	19
2.1.2.1	<i>Tipos de Ferros Fundidos Nodulares</i>	22
2.1.3	Ferro Fundido Nodular Austemperado	24
2.2	COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS FERROS FUNDIDOS NODULARES.....	26
2.2.1	Efeitos dos Principais Elementos de Liga	28
2.2.1.1	<i>Silício</i>	28
2.2.1.2	<i>Molibdênio</i>	28
2.2.1.3	<i>Enxofre e Fósforo</i>	29
2.2.1.4	<i>Manganês</i>	29
2.2.1.5	<i>Níquel</i>	29
2.2.1.6	<i>Cobre</i>	30
2.3	FUNDAMENTOS DA AUSTÊMPERA	30
2.3.1	Primeira Etapa: Austenitização.....	31
2.3.2	Segunda Etapa: Austêmpera.....	33
2.3.2.1	<i>Estágio I</i>	36
2.3.2.2	<i>Estágio II</i>	38

2.4	APLICAÇÕES.....	38
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	40
	AS ETAPAS DE TODOS OS PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS REALIZADOS SÃO MOSTRADAS NO FLUXOGRAMA DA FIGURA 19.....	40
3.1	MATERIAIS.....	41
3.2	MÉTODOS EXPERIMENTAIS.....	43
3.3	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	46
3.3.1	Preparação Metalográfica.....	46
3.3.3	Microscopia Eletrônica de Varredura.....	48
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	50
4.1	MICROESTRUTURA BRUTA DE FUNDIÇÃO.....	50
4.2	MORFOLOGIA DAS AMOSTRAS AUSTEMPERADAS.....	51
4.3	FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE AUSTENITA RETIDA.....	59
5	CONCLUSÕES.....	62
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	63
	REFERÊNCIAS.....	64

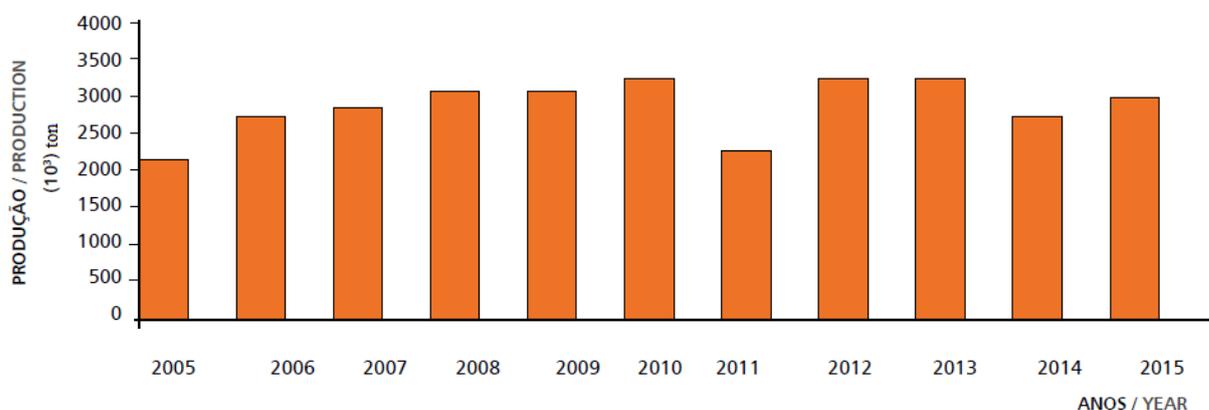
1 INTRODUÇÃO

Há muito se sabe que o ferro é o metal mais abundante e conhecido pelo homem, uma vez que a arqueologia mostra que o domínio do ferro se inicia por meados de 1200 a.C. no Oriente Médio, no norte da Europa por volta de 700 a.C. mais conhecida como Idade do Ferro. Muito provavelmente essa, pode-se dizer nova tecnologia, foi utilizada para fins militares como o forjamento de espadas e armaduras, porém ela também foi utilizada para outros fins como na fabricação de charruas (uma espécie de arado) utilizadas na agricultura, e ferraduras para cavalos, muito importante para o setor de transporte.

Com a chegada da revolução industrial os processos de fabricação de ferramentas e equipamentos utilizando o ferro foram aprimorados, deixando de ser apenas por conformação, mas também por fundição, devido à invenção do cadinho em 1740. Com o passar dos anos os processos de fabricação tem se tornados cada vez mais robustos e tecnológicos, visto que hoje em dia já se obtém peças de aço e ferro fundido através de processos de sinterização do pó e manufatura aditiva a laser. Segundo o Anuário ABIFA (2016) o segmento de fundidos em 2015 faturou 5,5 bilhões de dólares com uma produção de aproximadamente 3 milhões de toneladas (considerando ferro, aço e ligas não ferrosas), como mostra a Figura 1.

Figura 1 - Produção de fundidos no Brasil

PRODUÇÃO PRODUCTION



Fonte: (ABIFA, 2016, p. 24)

Mesmo com toda essa evolução nos processos de fabricação, permitindo a produção em grandes quantidades e com qualidade excepcional, ainda há essa constante necessidade em desenvolver produtos mais leves, duráveis e baratos, visando sempre proporcionar a utilização dos recursos naturais de forma mais consciente. Com essa ideia em mente, muitos pesquisadores vêm empenhando seus esforços em desenvolver materiais que cada vez mais atendam as necessidades das indústrias, produzindo seus produtos de forma mais sustentável e garantindo a preservação dos recursos para as futuras gerações.

O ferro fundido nodular austemperado ou do inglês *Austempered Ductile Iron* (ADI) começou a ser estudado na década de 60 quando teve os primeiros estudos publicados, porém sua utilização na indústria se iniciou apenas na década de 70. O ADI é basicamente o ferro fundido nodular submetido ao processo de austêmpera, onde a peça é sujeitada a duas etapas de tratamento térmico onde é mantida em temperaturas controladas, a fim de se obter a microestrutura de grafita na forma esferoidal dispersa em uma matriz de ferrita acicular e austenita estável (LUSSOLI, 2003; SOUZA, 2012).

Conhecendo a complexidade dos processos de obtenção e tratamento desse material, surge a necessidade de estudar e compreendê-lo melhor, relacionando as condições de tratamento térmico com as fases obtidas da matriz.

Com este trabalho, há o intuito de observar e compreender melhor a microestrutura de duas ligas de ADI submetidas a diferentes tempos e temperaturas de austêmpera, abrindo portas para novas aplicações e aprimoramentos através da evolução das técnicas empregadas nos processos de fabricação e tratamentos térmicos. Este material estudado vem sendo aplicado na produção de componentes da suspensão de veículos pesados, e por isso exige constante aprimoramento.

1.1 Objetivos

1.1.1 Objetivo geral

Avaliar a influência das condições de tempo e temperatura do processo de austêmpera na morfologia dos constituintes microestruturais em ligas de ferro fundido nodular contendo relações de Cu e Ni diferentes.

1.1.2 Objetivos específicos

- a) Caracterizar a microestrutura com o auxílio de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura das amostras resultantes de cada arranjo experimental de austêmpera;
- b) Fazer análise quantitativa das fases e constituintes com o auxílio de metalografia quantitativa;
- c) Avaliar a influência dos parâmetros de austêmpera na morfologia dos constituintes microestruturais decorrentes da transformação de fase durante a austêmpera.

2 REFERENCIAL TEÓRICO

Para melhor compreensão do que será abordado nesse trabalho, primeiramente é necessário apresentar alguns conceitos sobre os diversos assuntos que englobam o tema, facilitando assim o entendimento por parte do leitor.

Primeiramente serão abordados alguns conceitos sobre ferro fundido nodular e suas características mecânicas, composição química e efeito de ligas, e por último algumas aplicações de peças produzidas com esse material.

Em uma segunda abordagem serão apresentados alguns conceitos sobre a influência de parâmetros da austêmpera como a temperatura do processo e o tempo de permanência do material no forno.

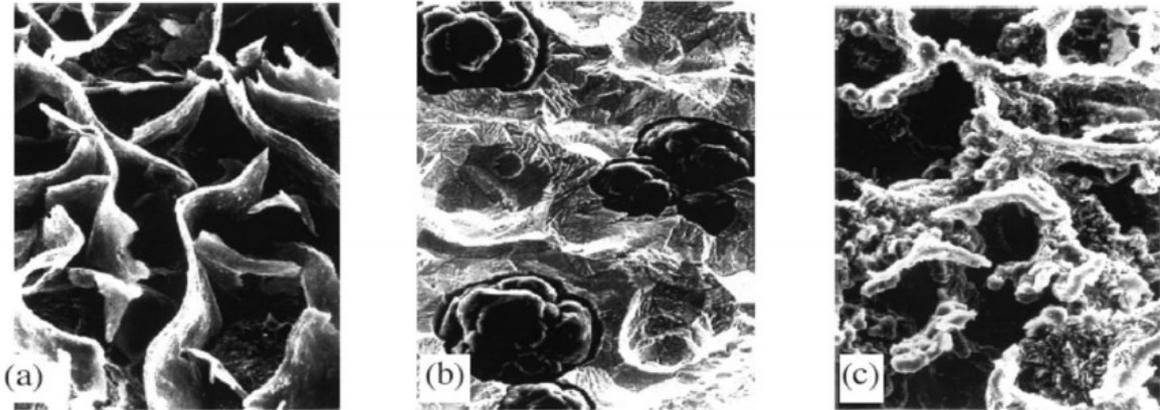
2.1 Fundamentos do Ferro Fundido

Conforme Chiaverini (2008) descreve em seu livro, o ferro fundido é comumente definido como um liga Fe-C sendo a quantidade de carbono maior que 2,0% da solução, embora a maioria dos ferros fundidos possuem entre 3,0 e 4,5% (CALLISTER, 2008). Entretanto dificilmente encontramos o ferro fundido composto por apenas esses dois elementos, conforme Souza (2012) descreve em sua tese, ferro fundido é uma liga constituída basicamente por carbono, silício, manganês, fósforo e enxofre.

Callister (2008) também explica que esse carbono é encontrado, ou grande parte dele, na forma livre, ou também conhecido como grafita, sendo essa grafita promovida devido à presença do silício em concentrações superiores a 1%.

Dentre todas as denominações de ferro fundido, as ligas mais comuns são os ferros fundidos cinzento (a), nodular (b) e vermicular (c). A Figura 2 mostra as fotomicrografias dos tipos de ferros fundidos citados anteriormente.

Figura 2 – Microscopia eletrônica de varredura dos ferros fundidos citados.



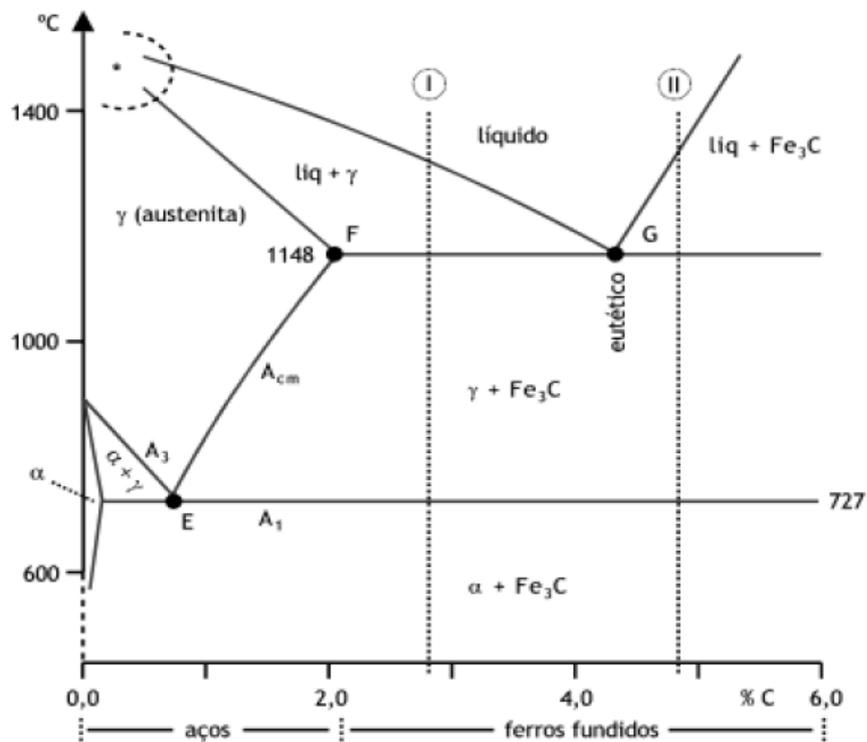
Fonte: (ANDRADE, 2005).

2.1.1 Características Microestruturais dos Ferros Fundidos

Os aços e ferros fundidos são, de certa forma, muito parecidos, não nas suas propriedades mecânicas mas sim nos seus microconstituintes. Podemos observar isso devido ao fato de que tanto o ferro fundido quanto o aço possuem os mesmos constituintes básicos, como cementita, ferrita e perlita, sendo a grafita o diferencial entre esses materiais. O motivo dos aços e ferros fundidos possuírem propriedades mecânicas tão distintas é que a grafita constitui uma solução de continuidade na matriz básica (perlita, ferrita), promovendo a interrupção das descontinuidades dessa matriz (CHIAVERINI, 2008).

Para compreender melhor as propriedades mecânicas dos ferros fundidos primeiramente é necessário entender seus microconstituintes, ou seja, do que é constituído o ferro fundido. A Figura 3 apresenta o diagrama Ferro-Carbono ou Fe-C, onde se pode observar que o ponto F é o divisor entre aços e ferros fundidos, pois está localizado na concentração de 2,11% de C.

Figura 3 – Diagrama Fe-C.



Fonte: (MATTAR JÚNIOR, 2009, p. 28).

Durante a produção do ferro fundido a matriz de ferro que constitui grande parte de sua estrutura passa por algumas fases alotrópicas, ou seja, o formato do seu reticulado cristalino se altera conforme varia a temperatura. Essas formas do ferro apresentam diferentes capacidades de solubilizar carbono em seus interiores, o que promove o surgimento da grafita.

As transformações alotrópicas pelos quais o ferro fundido passa podem ser observadas no diagrama Fe-C da Figura 3. Utilizando a linha tracejada I podemos ver que o ferro fundido ao ser resfriado lentamente passa por duas transformações alotrópicas, primeiramente seus átomos se posicionam de forma a criar um reticulado cristalino denominado cúbico de face centrada (CFC), conhecido como ferro gama (γ) ou austenita (CALLISTER, 2008). A solubilidade do carbono no ferro γ é máxima em 1148°C sendo ela de 2,11%, e isso ocorre devido ao espaço entre os átomos do reticulado cristalino, onde os átomos de carbono conseguem se alojar. Conforme a temperatura diminui a solubilidade do carbono da austenita reduz, conforme mostra a linha A_{cm} na Figura 3, sendo o valor mínimo de 0,77% de C na matriz de ferro (ponto E). Conforme a concentração de carbono diminui na matriz, esse mesmo carbono é condicionado a permanecer na forma livre e formar nódulos de carbono dependendo da presença de elementos de liga como silício, magnésio, bário, estrôncio, cério,

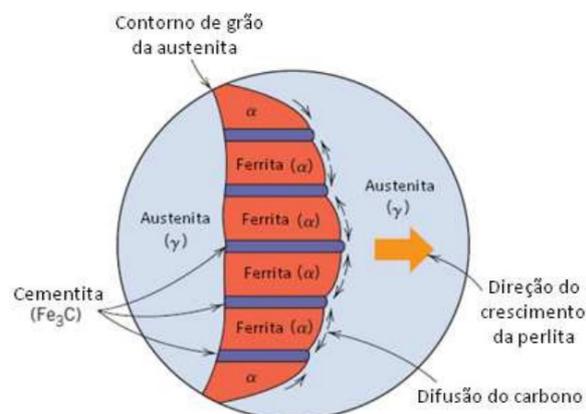
alumínio, entre outros, responsáveis pelos processos de inoculação e nodularização utilizados na fabricação do ferro fundido nodular (MATTAR JÚNIOR, 2009).

Abaixo de 1148°C surge além da austenita, uma segunda fase, a cementita (Fe_3C) ou conhecida também como carboneto de ferro. Essa fase é geralmente indesejada devido a sua alta dureza e por ser quebradiço, tornando a peça frágil.

Quando o material resfria abaixo da temperatura de 727°C o ferro γ altera sua alotropia, tornando-se ferro α , também conhecido como ferrita que possui uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC). A ferrita apresenta características mecânicas muito úteis em diversas aplicações, pois possui alta ductilidade e usinabilidade, entretanto apresenta baixa resistência mecânica e dureza (MAGALHÃES, 2011). Conforme já foi mencionado, a menor concentração de carbono na austenita é de 0,77% exatamente na temperatura de 727°C, e quando isso acontece a austenita se transforma em ferrita, a qual possui uma solubilidade de carbono de apenas 0,022%, o que leva a uma terceira fase presente no material, que na verdade é a combinação de dois microconstituintes, a perlita.

A perlita é formada através da combinação de duas fases, a ferrita e a cementita que crescem simultaneamente em camadas alternadas durante o resfriamento. A Figura 4 representa um grão de perlita, onde mostra a difusão de carbono da ferrita em direção a cementita devido à baixa solubilidade do carbono na ferrita. Cada grão de perlita possui suas camadas orientadas em uma direção diferente, porém dentro dos grãos as camadas estão todas orientadas na mesma direção. A perlita possui propriedades mecânicas intermediárias entre a ferrita, que é macia e dúctil, e a cementita, dura e frágil (CALLISTER, 2008).

Figura 4 – Grão de perlita representando as camadas de ferrita e cementita.



Fonte: (CALLISTER, 2008, p. 214).

2.1.2 Ferro Fundido Nodular e suas Propriedades

O ferro fundido nodular, ou ferro fundido dúctil é caracterizado pela sua alta ductilidade, alta tenacidade e resistência mecânica, entretanto a característica mais chamativa é seu elevado limite de escoamento (CHIAVERINI, 2008).

O ferro fundido nodular pode apresentar sua matriz em diversas formas como ferro fundido nodular ferrítico, ferro fundido nodular ferrítico-perlítico, ferro fundido nodular perlítico, ferro fundido nodular martensítico, ferro fundido nodular bainítico, ferro fundido nodular austenítico e ferro fundido nodular austemperado (MAGALHÃES, 2011).

Cada alotropia do ferro da matriz garante ao material diferentes propriedades mecânicas. A norma ASTM A536 classifica os ferros fundidos nodulares referente ao tipo da matriz, conforme suas propriedades mecânicas, conforme mostra a Tabela 1.

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

Designação SAE	Microestrutura	Propriedades Mecânicas Típicas - Tração		
		Su (MPa)	Sy (MPa)	El (%)
D4018	Ferrita	400	275	18
D4512	Ferrita + Perlita	450	310	12
D5006	Ferrita + Perlita	500	345	6
D5504	Ferrita + Perlita	550	380	4
D7003	Perlita	700	450	3
D8002	Perlita + Martensita	800	480	2

Fonte: (ASTM A536 apud MAGALHÃES, 2011, p. 51).

Ainda referente à classificação do ferro fundido nodular, a norma DIN EN 1563 apresenta valores ligeiramente diferentes da norma ASTM A536, conforme mostra a Tabela 2. As propriedades apresentadas nas tabelas são referentes á tensão de escoamento (S_y ou σ_y), a tensão de ruptura (S_u ou σ_u) e a deformação (El ou ϵ) do material.

Tabela 2 - Classificação dos ferros fundidos nodulares conforme norma DIN EN 1563.

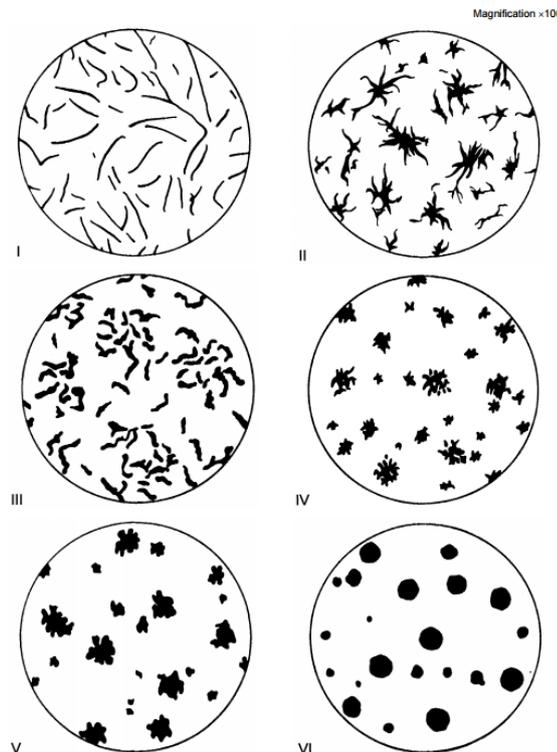
Designação DIN EN	Microestrutura	Propriedades Mecânicas Típicas - Tração		
		Su (MPa)	Sy (MPa)	El (%)
EN-GJS-400-18	Ferrita	400	250	18
EN-GJS-400-15	Ferrita + Perlita	400	250	15
EN-GJS-450-10	Ferrita + Perlita	450	310	10
EN-GJS-500-7	Ferrita + Perlita	500	320	7
EN-GJS-600-3	Perlita	600	370	3
EN-GJS-800-2	Perlita + Martensita	800	480	2

Fonte: (DIN EN 1563, 2005, p. 51).

As características microestruturais dos ferros fundidos não são os únicos fatores que afetam o comportamento mecânico desses materiais, outros fatores como a composição química, dimensões da peça fabricada e os processos de fabricação, como o controle da velocidade de resfriamento e adição de ligas, influenciam grandemente as características microestruturais dos ferros fundidos. Magalhães (2011) descreve alguns fatores responsáveis por proporcionar variação às propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares:

– Formato da grafita: a presença de grafita livre no formato de nódulos não interrompe a continuidade da matriz e por isso reduz a propagação de trincas no ferro fundido nodular, tornando-o mais dúctil. Essa característica não é observada nos ferros fundidos cinzentos, onde as lamelas de grafita podem ser consideradas como trincas, facilitando a propagação das mesmas. A norma ISO 945-1:2008 regulamenta o padrão de comparação utilizado nas análises estatísticas do grau de esferoidização, conforme mostra a Figura 5.

Figura 5 – Classificação das formas da grafita, I – lamelar, II – caranguejo, III – vermicular, IV – nodular irregular, V – nodular levemente irregular, VI – nodular.



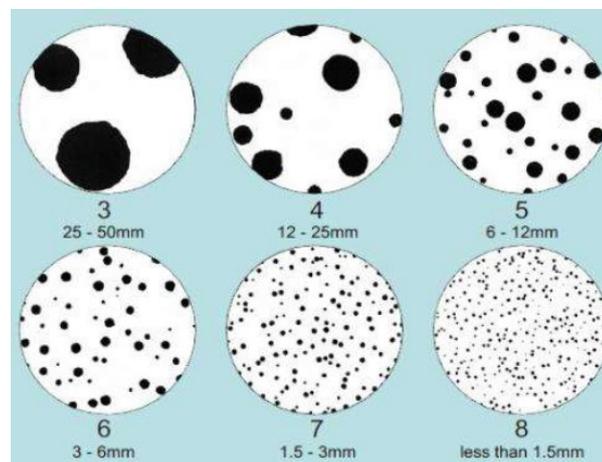
Fonte: (ISO 945-1, 2008).

– Quantidade de nódulos: a quantidade de nódulos de grafita também influencia nas propriedades mecânicas do material, e geralmente uma grande quantidade de nódulos representa uma boa qualidade metalúrgica, embora haja um número ideal de nódulos/mm²

para cada seção da peça. De acordo com Clênio Silva (2005) um dos fatores que influenciam a quantidade de perlita formada é o número de nódulos de grafita, onde um número maior de nódulos de grafita reduz a porcentagem de perlita formada, e conseqüentemente aumenta a porcentagem de ferrita, reduzindo a resistência e aumentando o alongamento. O maior número de nódulos produz um efeito de dispersão dos carbonetos e segregados na matriz, visto que esses elementos se formam nos contornos das grafitas preferencialmente, ocasionando uma matriz mais homogênea, além de reduzir a formação desses carbonetos, produzindo um material mais resistente à tração, dúctil e facilitando a usinabilidade.

– Volume da grafita: o aumento do volume da grafita ocorre devido ao aumento da porcentagem de carbono no material e também pela redução da quantidade de nódulos, acarretando na diminuição do módulo de elasticidade dinâmica do ferro fundido (para uma mesma seção da peça), além de reduzir propriedades como resistência à tração, à fadiga e à fratura (SILVA, 2005). A norma ISO 945:1994 classifica os nódulos conforme seus tamanhos, e essa classificação pode ser observada na Figura 6.

Figura 6 – Classificação dos nódulos de grafita em relação aos seus tamanhos.



Fonte: (ISO 945 apud RODRIGO JÚNIOR, 2013, p. 37).

– Seção do fundido: o tamanho da seção da peça produzida influencia tanto no volume dos nódulos quanto na taxa de resfriamento, levando a uma maior precipitação de carbono estável, ou seja grafita, o que não ocorre na situação oposta, quando há uma elevada taxa de resfriamento, onde ocorre a formação de carbeto de ferro (cementita).

– Quantidade de carbetos: a presença de carbetos tem seus benefícios e malefícios. Aumentando a quantidade de carbetos ocorre a elevação do módulo de elasticidade dos ferros fundidos nodulares, entretanto reduz a resistência à tração e o alongamento do material, além de causar porosidade na peça.

– Efeito da matriz: a matriz do ferro fundido define suas propriedades mecânicas quando se há uma boa formação de nódulos (tamanho, formato e em quantidade ideal), baixa porosidade e pouca formação de cementita. Para a maioria dos ferros fundidos nodulares a matriz empregada é ferrítica e/ou perlítica, sendo o equilíbrio entre essas duas formas alotrópicas que define as propriedades mecânicas do material.

– Influência dos elementos de liga: diversos elementos de liga podem ser adicionados ao ferro fundido nodular, sendo alguns desses elementos responsáveis por auxiliar nos tratamentos térmicos, como é o caso do Mn que aumenta a temperabilidade, ou auxiliam na alteração da matriz em ferros fundidos nodulares, como é o caso do Cu, elemento altamente perlitizante (MATTAR JÚNIOR, 2009). Na seção 2.2.1 será abordado a influência de alguns elementos de liga sobre a microestrutura e parâmetros de austêmpera, como o cobre e o níquel.

– Tratamentos térmicos: os tratamentos térmicos empregados em ferros fundidos têm por objetivo proporcionar ao material propriedades mecânicas que não são possíveis de se obter com apenas o processo de resfriamento lento descrito na seção 2.1.1.

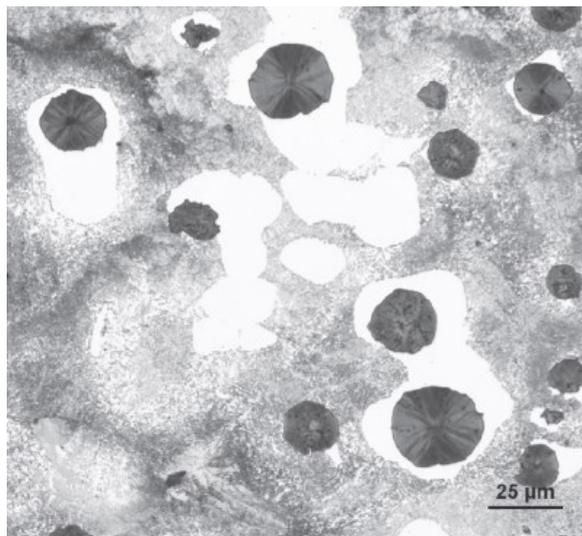
2.1.2.1 Tipos de Ferros Fundidos Nodulares

Os diversos tipos de ferros fundidos nodulares podem ser obtidos através do controle do processo de resfriamento, adição de elementos de liga e tratamentos térmicos posteriores à fabricação. Suas nomenclaturas foram colocadas de acordo com a matriz predominante:

– Ferro fundido nodular ferrítico: possui nódulos de grafita dispersos em uma matriz totalmente ferrítica. Possui características de alta tenacidade e permeabilidade magnética, podendo ser utilizado no estado bruto ou com tratamento térmico de recozimento, ampliando assim sua tenacidade e ductilidade (MATTAR JÚNIOR, 2009).

– Ferro fundido nodular ferrítico-perlítico: possui nódulos de grafita dispostos em uma matriz de ferrita e perlita, havendo uma pequena quantidade de ferrita envolto nos nódulos de grafita conforme mostra a Figura 7. Possui características mecânicas intermediárias entre os tipos de matriz totalmente ferrítica e perlítica, e possui boa usinabilidade e baixo custo (MATTAR JÚNIOR, 2009).

Figura 7 – Microestrutura de ferro fundido nodular de matriz ferrítica/perlítica, ferrita em torno dos nódulos de grafita.



Fonte: (GUESSER, 2009, p. 6).

– Ferro fundido nodular perlítico: possui nódulos de grafita disposto em uma matriz totalmente perlítica. Possui alta resistência à tração, boa resistência ao desgaste e moderada ductilidade e resistência ao impacto (GUESSER e HILÁRIO apud MATTAR JÚNIOR, 2009). Possui baixo custo de produção e elevada temperabilidade, permitindo diversos tratamentos térmicos como normalização, têmpera, austêmpera, e têmpera superficial, o que além de garantir múltiplas propriedades mecânicas a esse material, promove a transformação da matriz em outros tipos de ferros fundidos nodulares, como os citados abaixo (MATTAR JÚNIOR, 2009). Embora não seja uma regra, a matriz perlítica é recomendada para a produção do ADI devido a sua facilidade de dissolver o carbono na austenita durante o processo de austenitização (TRUDEL; GAGNÉ, 1997).

– Ferro fundido nodular martensítico: a matriz martensítica é obtida através de tratamento térmico conhecido como têmpera, onde a matriz austenitizada é resfriada bruscamente abaixo de 200°C. A matriz de martensita revenida possui propriedades

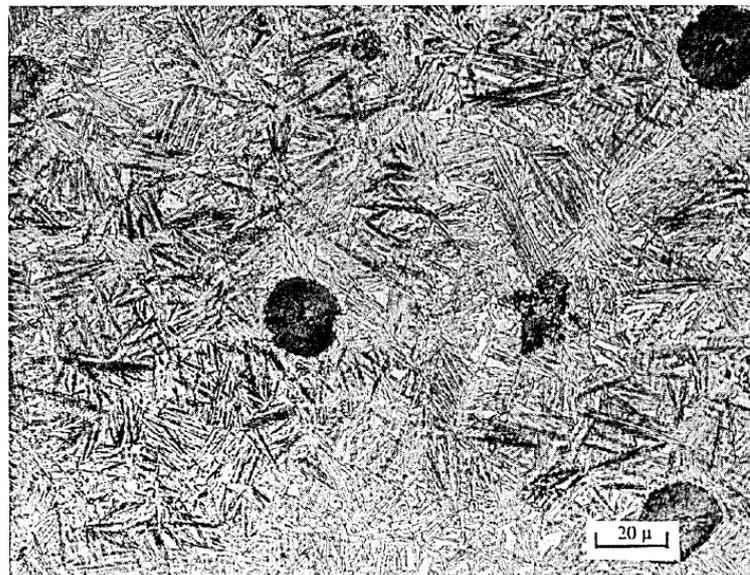
mecânicas de alta resistência ao desgaste e à tração, entretanto reduzida ductilidade (MATTAR JÚNIOR, 2009).

– Ferro fundido nodular austenítico: na seção 2.1.1 foi explicado que a austenita é uma fase intermediária na obtenção dos ferros fundidos, porém através da adição de Cr e Ni e de uma velocidade maior de resfriamento, é possível obter a fase austenítica em temperatura ambiente. A matriz austenítica confere ao material boa resistência à oxidação e a tração, além de características magnéticas e estabilidade dimensional quando o material é submetido a elevadas temperaturas (MATTAR JÚNIOR, 2009).

2.1.3 Ferro Fundido Nodular Austemperado

O ferro fundido nodular austemperado, conhecido também como ADI é, segundo Dias (2006), o ferro fundido nodular tratado termicamente pelo processo de austêmpera. Sua estrutura é composta pela grafita esferoidal dispersa em uma matriz ferrítica acicular e austenita retida, mostrada na Figura 8. Mattar Júnior (2009) explica que o ferro fundido nodular austemperado é o único material que apresenta uma matriz a qual possui um nome que não é aceito universalmente, sendo “ausferrita” o mais aceito, sugerido por Kovacs. As fases da ausferrita possuem diferentes nomes na literatura, sendo a ferrita acicular também chama de ferrita bainítica ou ferrita pró-bainita, e a austenita retida sendo chama de austenita alto carbono.

Figura 8 – Estrutura ausferrítica do ADI.



Fonte: (TRUDEL; GAGNÉ, 1997, p. 297).

A composição química do ferro fundido nodular austemperado é similar a um ferro fundido nodular convencional, entretanto para peças com mais de 12mm de espessura, são adicionados durante a fabricação elementos como Cu, Ni e Mo individualmente ou combinados, sendo esses elementos responsáveis por aumentar a austemperabilidade da liga (DIAS, 2006).

Em comparação com os outros tipos de ferros fundidos, aços forjados e até ligas de alumínio, o ADI apresenta propriedades mecânicas realmente interessantes como elevada resistência mecânica, ductilidade, tenacidade, resistência à fadiga e ao desgaste, associado ao baixo custo, o que garante diversas aplicações industriais. A Tabela 3 apresenta as propriedades mecânicas do ADI conforme a Norma ASTM A-897M-06, onde L.R. é o limite de resistência, L.E. o limite de escoamento, A é o alongamento do material, e I a resistência ao impacto.

Tabela 3– Especificação do ferro fundido nodular austemperado.

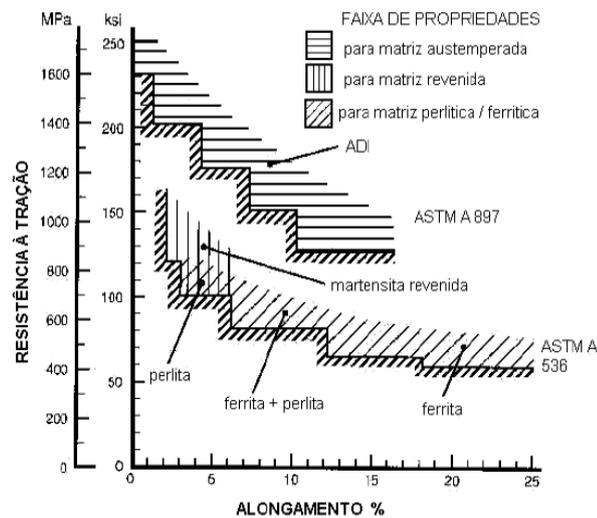
Grau	Propriedades mínimas especificadas				Dureza [HB]
	L.R. [MPa]	L.E. [MPa]	A [%]	I [J]	
750/500/11	750	500	11	110	241 – 302
900/650/09	900	650	9	100	269 – 341
1050/750/07	1050	750	7	80	302 – 375
1200/850/04	1200	850	4	60	341 – 444
1400/1100/02	1400	1100	2	35	388 – 477
1600/1300/01	1600	1300	1	20	402 – 512

Autor: (ASTM A-897M-06 apud MATTAR JÚNIOR, 2009, p. 49).

De acordo com Dias (2006) os ferros fundidos convencionais possuem LR de 420MPa com alongamento de 12%, até valores de LR na casa dos 800MPa com redução considerável no alongamento, resultando em valores de 1 a 2% de alongamento apenas. Já nos aços forjados comuns, após tratamentos de têmpera e revenimento, é possível obter LR entre 500 e 724MPa dependendo do teor de carbono, e alongamento entre 19 e 35%.

Segundo Souza (2012) o ADI possui uma combinação de resistência à tração e alongamento superior ao ferro fundido nodular comum, além de apresentar uma densidade 10% menor que o aço, entretanto suas propriedades não superam os aços de alta resistência. A 9 mostra uma comparação do ferro fundido nodular austemperado com outros tipos de ferros fundidos nodulares, evidenciando assim a grandeza desse material.

9 – Comparação da resistência à tração pelo alongamento do ADI com outras matrizes de ferros fundidos nodulares.



Fonte: (SORELMETAL apud RABELO, 2008, p. 5).

Embora seja um material com propriedades distintas, Lussoli (2003) evidencia algumas razões do porque o ADI ainda não alcançou o sucesso esperado. O primeiro fato que prejudica a implementação do ADI é a desconfiança, pois muitos projetistas preferem escolher um material que já possui certo tempo de mercado, ao invés de um material que ainda está em estudo. Outro ponto que prejudica o ADI é o controle rigoroso tanto do processo de austêmpera, quanto dos processos de inoculação e nodularização, pois qualquer desvio na quantidade de nódulos, Si e Mg acarreta em perda das propriedades mecânicas. E por último, a maioria das fundições não possuem os equipamentos necessários para realizar o tratamento térmico de austêmpera no ferro fundido nodular.

2.2 Composição Química dos Ferros Fundidos Nodulares

A composição química dos ferros fundidos convencionais e dos ferros fundidos nodulares austemperados, em geral é similar, entretanto para aprimorar a austemperabilidade do ADI é necessário adicionar elementos de liga (TRUDEL; GAGNÉ, 1997).

Para a produção do ADI é necessário tomar cuidado na seleção da carga utilizada, a fim de prevenir a contaminação do fundido por excesso de elementos indesejados como Mn, Ce e Mg, formadores de carbetos (TRUDEL; GAGNÉ, 1997). A Tabela 4 apresenta a

composição química básica dos ferros fundidos nodulares dependendo do tipo da matriz presente, bem como os limites máximos de alguns elementos de liga.

Tabela 4 – Composição química do ferro fundido nodular com os limites máximos de alguns elementos de liga.

Elemento	Matriz Ferrítica	Matriz Perlítica
C	3,00 - 4,00%	3,00 - 4,00%
Si	1,80 - 3,00%	1,80 - 2,75%
Mg	0,03 - 0,06%	0,03 - 0,06%
Ce	0,030% max	0,30% máx
S	0,015% max	0,015% max
Mn	0,20% max	0,70% max
P	0,035% max	0,05% max
Cr	0,040% max	0,10% max
Cu	0,03% max	0,80% max

Fonte: Adaptado de Trudel e Gagné (1997).

Trudel e Gagné (1997) também relatam que de acordo com a espessura da parede da peça produzida, é necessário ajustar as concentrações de carbono e silício, conforme mostrado na Tabela 5. Segundo Mattar Júnior (2009), conforme a espessura da peça o resfriamento ocorre mais lentamente, necessitando adicionar elementos de liga ou utilizar sistemas de resfriamento mais eficientes para assegurar o controle do processo de austêmpera.

Tabela 5 – Teores recomendados de carbono e silício para ferro fundido nodular de matriz predominantemente perlítica.

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

Fonte: (TRUDEL; GAGNÉ, 1997, p. 290).

O conceito de carbono equivalente (CE) é utilizado para considerar o efeito do silício nas transformações estruturais e propriedades mecânicas dos ferros fundidos onde há grande presença de silício (CHIAVERINI, 2008), e esse conceito é representado pela Equação (1).

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

2.2.1 Efeitos dos Principais Elementos de Liga

Conforme Chiaverini (2008), a introdução de elementos de liga nos ferros fundidos nodulares é uma prática que tende a se generalizar devido à sua influência ser aproximadamente idêntica aos aços.

De acordo com Trudel e Gagné (1997), a finalidade de adicionar elementos de liga aos ferros fundidos nodulares é garantir endurecimento à matriz e evitar a formação de perlita. Entretanto, um elemento de liga pode atrasar a estabilização da austenita o que causaria a formação de elementos indesejados como martensita após o resfriamento até a temperatura ambiente. Ainda segundo Trudel e Gagné (1997) uma combinação de elementos de liga como Mo, Ni, Cu e/ou Mn (geralmente presente como elemento inevitável) é utilizada por razões econômicas ou pela qualidade.

2.2.1.1 Silício

O silício presente nos ferros fundidos nodulares é um elemento altamente grafitizante favorecendo a decomposição dos carbonetos de ferro (CHIAVERINI, 2008).

De acordo com Mattar Júnior (2009) os dois efeitos mais importantes do silício sobre o tratamento de austêmpera é a diminuição da solubilidade do carbono e a aceleração da difusão do carbono na austenita. Esses dois efeitos causam a nucleação e o crescimento da ferrita acicular na matriz austenítica, acelerando o Estágio I (os estágios da austêmpera serão explicados mais a frente na seção 2.3.2) da reação e diminuindo a quantidade de austenita retida na matriz ausferrítica.

Em relação às propriedades mecânicas do ADI, o silício causa uma redução progressiva no limite de resistência à tração para teores de 1,87 a 3,14% (de silício) e temperatura de austêmpera a partir de 300°C, em contrapartida o alongamento aumenta conforme a quantidade de silício é maior (MATTAR JÚNIOR, 2009).

2.2.1.2 Molibdênio

O molibdênio (Mo) é utilizado para aumentar a temperabilidade do ADI por ser realmente eficaz, entretanto assim como o manganês (Mn), o Mo possui um efeito de formar carbonetos finos e estáveis nos contornos de grão, os quais prejudicam as propriedades mecânicas como a ductilidade do material. Essa formação de carbonetos é maior quando o teor de Mo supera 0,3% (LUSSOLI, 2003).

O molibdênio também é responsável por aumentar a temperatura de austenitização e atrasar o início do Estágio II da reação de austêmpera (ver seção 2.3), devido à redução da solubilidade do carbono na austenita, garantindo assim maior tempo para o processo de austêmpera (Estágio I). Entretanto o molibdênio também pode ser responsável por facilitar o surgimento da austenita metaestável, que se transforma em martensita durante o resfriamento ou quando a peça é solicitada mecanicamente (SILVA, 2005).

2.2.1.3 Enxofre e Fósforo

Conforme Mattar Júnior (2009) explica em sua dissertação, o teor de enxofre e fósforo nos ferros fundidos nodulares é menor do que nos ferros fundidos cinzentos, o que diminui o efeito da distribuição desses elementos.

O fósforo e o enxofre não possuem influência significativa na tendência grafitizante, embora o fósforo seja um forte estabilizador do carboneto de ferro. A principal ação do fósforo é se combinar com o ferro e o carbono formando um composto de natureza eutética, denominado carboneto de ferro de fosfeto de ferro, conhecido como steadita, de aparência branca e perfurada (CHIAVERINI, 2008).

2.2.1.4 Manganês

De acordo com Chiaverini (2008) o manganês (Mn) atua de forma contrária ao silício, ou seja, estabiliza a cementita evitando a formação da grafita. Outra função do manganês é de remover o enxofre, além de atuar como estabilizante da perlita, produzindo uma matriz predominantemente perlítica.

Para Lussoli (2003) a atuação do manganês é direto no tratamento de austêmpera, principalmente no Estágio I, onde o mesmo estabiliza a austenita atrasando a formação de ferrita na austenita.

Durante a solidificação o manganês segrega nos contornos de grão na forma de carbonetos de ferro-manganês, sendo eles frágeis e responsáveis por retardar as transformações do processo de austêmpera, gerando assim uma estrutura heterogênea podendo formar martensita na temperatura ambiente (LUSSOLI, 2003).

2.2.1.5 Níquel

O níquel (Ni) possui propriedade grafitizante semelhante ao silício, porém com menor intensidade, ainda assim podendo formar carbonetos (Ni_3C). Em relação às características

mecânicas, o níquel é responsável por reduzir ligeiramente os limites de resistência e de escoamento (SILVA, 2005).

Em relação ao processo de austêmpera, o níquel é o elemento mais empregado quando se trata de ampliar a austemperabilidade, pois tem a vantagem de retardar a formação de bainita durante o Estágio II, porém não afeta o início da nucleação da ferrita acicular (Estágio I), aumentando a janela do processo (LUSSOLI, 2003; SILVA, 2005).

2.2.1.6 Cobre

O cobre (Cu) em comparação ao molibdênio e ao manganês apresenta menor influência sobre a austemperabilidade, entretanto diferente de ambos, o cobre não forma carbonetos, além de ser o elemento mais barato dentre os elementos que aumentam a austemperabilidade. Porém sua efetividade em relação a essa propriedade perde seu efeito quando o teor de cobre ultrapassa 0,8%, causando redução da tenacidade e ductilidade (SILVA, 2005).

O cobre é conhecido por ser um elemento altamente perlitizante, pois em relação ao processo de austenitização, o cobre aumenta o tempo necessário para transferir o carbono do nódulo de grafita para a matriz austenítica, devido à barreira formada pela segregação em torno da grafita, levando assim a um tempo maior para saturar a austenita (TRUNDEL; GAGNÉ, 1997).

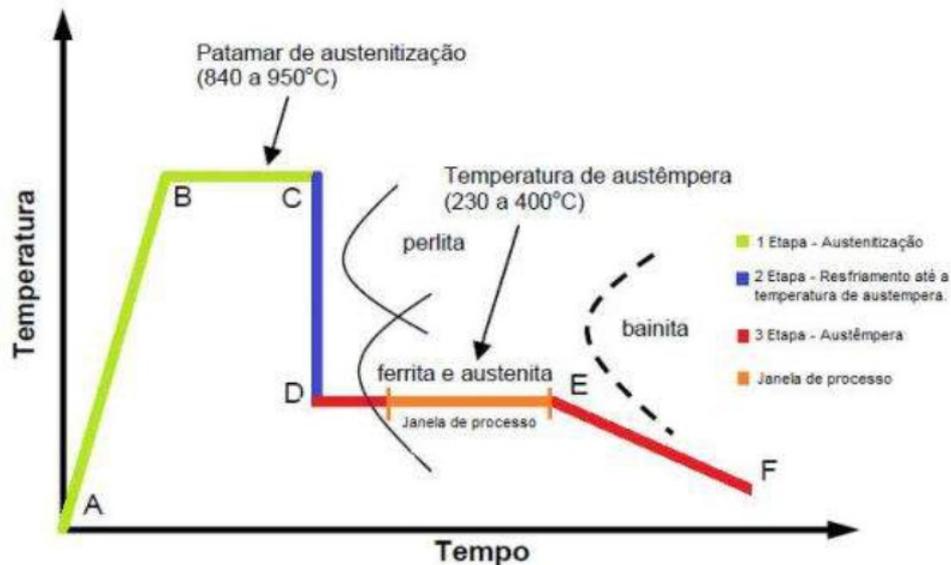
2.3 Fundamentos da Austêmpera

De acordo com Lussoli (2003) os tratamentos térmicos são aplicados com o intuito de aprimorar determinadas propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares. Esses tratamentos térmicos são realizados através de estágios de aquecimento e resfriamento, em temperaturas programadas e com taxas de aquecimento e resfriamento controladas, de forma a corrigir, ganhar ou potencializar uma determinada propriedade mecânica. Dias (2006) confirma essa ideia quando diz em sua tese que as propriedades mecânicas do ADI são resultados da qualidade da peça fundida, do controle da composição química e de um cuidadoso tratamento térmico.

O tratamento de austêmpera é apenas um dos estágios do processo de formação da ausferrita, visto que Rodrigues Júnior (2013) descreve todo o mecanismo e afirma ser um mecanismo regido pelas variáveis tempo e temperatura, as quais devem ser rigorosamente

controladas. A Figura 10 mostra o ciclo de tratamento térmico da austêmpera, sendo ele composto pelas etapas de austenitização e posterior austêmpera.

Figura 10 – Ciclo de tratamento térmico da austêmpera



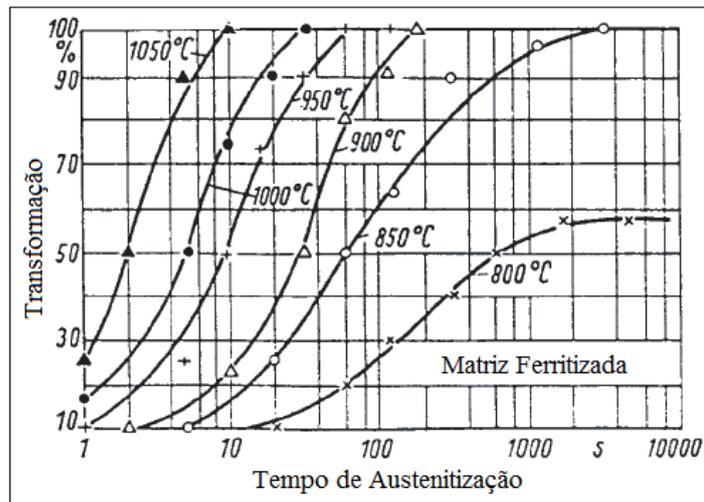
Fonte: (RODRIGUES JÚNIOR, 2013, p. 45).

2.3.1 Primeira Etapa: Austenitização

A primeira etapa do tratamento térmico consiste na elevação da temperatura do ferro fundido nodular até a temperatura de austenitização, sendo ela responsável por transformar a matriz em austenita. Lussoli (2003) sugere uma faixa de temperatura entre 840 e 950°C (região B-C da Figura 10), sendo a permanência nessa temperatura por um período suficiente para produzir uma matriz totalmente austenítica, homogênea e saturada de carbono. Dias (2006) sugere a permanência da peça na austenitização por 1 a 3 horas de forma a garantir as características já citadas.

Através da Figura 11 pode-se ver que para uma temperatura de austenitização de 850°C a matriz torna-se austenítica em 50 minutos, e para uma temperatura de 1050°C, demora apenas 10 segundos para a transformação.

Figura 11 – Influência da temperatura no tempo do processo de austenitização.



Fonte: (HERFURT apud LOPES, 2014).

De acordo com Machado (2007) a temperatura de austenitização possui forte influência sobre a etapa de austêmpera, sendo ela responsável por determinar a fração de austenita metaestável (que possui baixo teor de carbono), e a fração de austenita estabilizada pelo alto teor de carbono. Bhadeshia (2001) explica que para temperaturas maiores de austenitização, maior será o teor de carbono na austenita, e somando à quantidade de carbono migrando da ferrita acicular para a austenita remanescente durante o processo de austêmpera, obtêm-se teores menores de austenita metaestável.

A temperatura de austenitização também influencia na taxa de reação do Estágio I da austêmpera, para temperaturas maiores o teor de carbono aumenta na austenita, o que acarreta no atraso do início da transformação na austêmpera (MATTAR JÚNIOR, 2009).

O tempo de permanência das peças na austenitização não deve ser deliberadamente grande, a fim de evitar a segregação dos elementos de liga, sendo apenas suficiente para garantir a saturação da austenita (TRUNDEL; GAGNÉ, 1997).

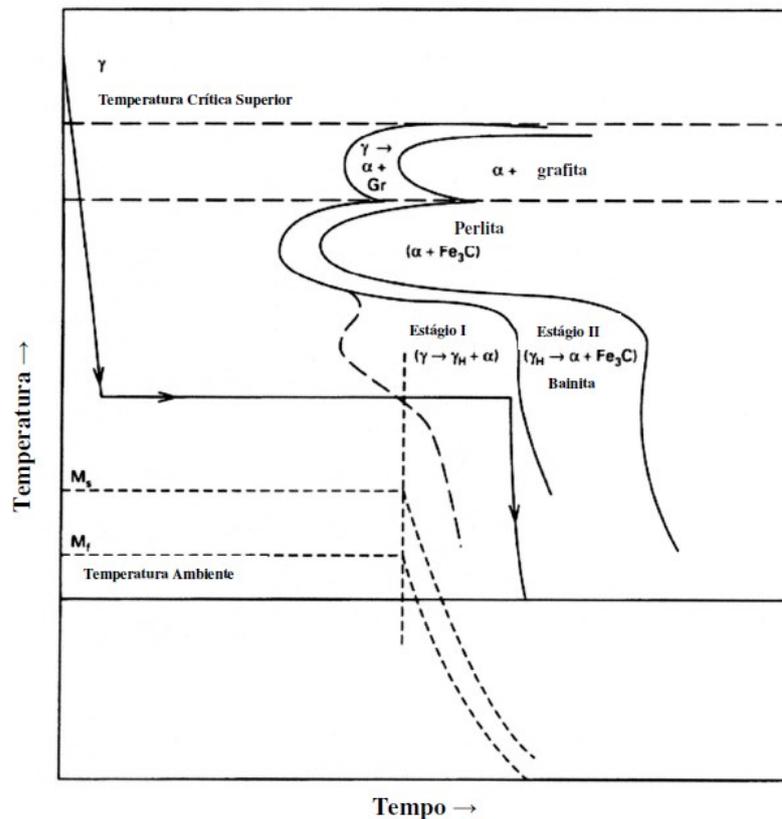
Os nódulos de grafita do ferro nodular representam grande importância nessa etapa, pois estão ligados diretamente ao tempo de austenitização, fornecendo o carbono necessário para saturar a austenita. Essa saturação se dá pelo processo de difusão, sendo ela inversamente proporcional ao número de nódulos de grafita, ou seja, quanto mais nódulos, menor o percurso da difusão (LUSSOLI, 2003).

De acordo com Putatunda citado por Lussoli (2003), a austenitização influencia diretamente na taxa volumétrica de austenita, ou seja, quanto maior a temperatura de austenitização, maior será o tamanho do grão e mais largas serão as plaquetas de ferrita formadas no Estágio I.

2.3.2 Segunda Etapa: Austêmpera

Após o tempo necessário para transformar toda matriz em austenita, nessa etapa a peça é resfriada severamente (região C-D da Figura 10) de forma a garantir uma temperatura abaixo da zona de formação da perlita e ao mesmo tempo acima da temperatura delimitada pela linha M_s mostrada na Figura 12, região essa onde inicia a formação de martensita.

Figura 12 – Diagrama TTT (Tempo-Transformação-Temperatura) do processo de austêmpera.



Fonte: (MACHADO, 2007, p. 16).

De acordo com Lussoli (2003) os métodos de resfriamento dependem da forma geométrica da peça a fim de evitar a formação de fases indesejadas, e podem ser eles: óleo quente, banho de sal, nevoeiro pulverizado, leito fluidizado ou ar ventilado.

Quando a peça alcança a temperatura ideal, inicia-se o processo de austêmpera, o qual permite a supersaturação da austenita com carbono para a formação da estrutura ausferrítica, sendo esse um tratamento isotérmico (MACHADO, 2007).

A faixa de temperatura da austêmpera e o tempo necessário nessa etapa, sugeridos por Dias (2006), são entre 230 e 400°C por um tempo entre 0,5 e 4 horas (região D-E da Figura 10). A determinação da temperatura de austêmpera vai depender das características mecânicas

que se deseja obter na peça, pois a mesma influencia nas características microestruturais obtidas após o tratamento.

Temperaturas de austêmpera mais altas (350 a 400°C) garantem ao material maior ductilidade, resistência à fadiga e ao impacto, por outro lado, temperaturas menores (abaixo de 350°C) promovem na peça características de maior resistência mecânica, alta dureza, resistência ao desgaste e à fadiga de contato (KIM et al., 2007; CARKIR et al., 2005). A Tabela 6 mostra os dados obtidos no trabalho de Kim et al. (2007) que testificam as informações citadas anteriormente.

Tabela 6 – Propriedades mecânicas do ADI tratado em diferentes temperaturas de austêmpera.

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

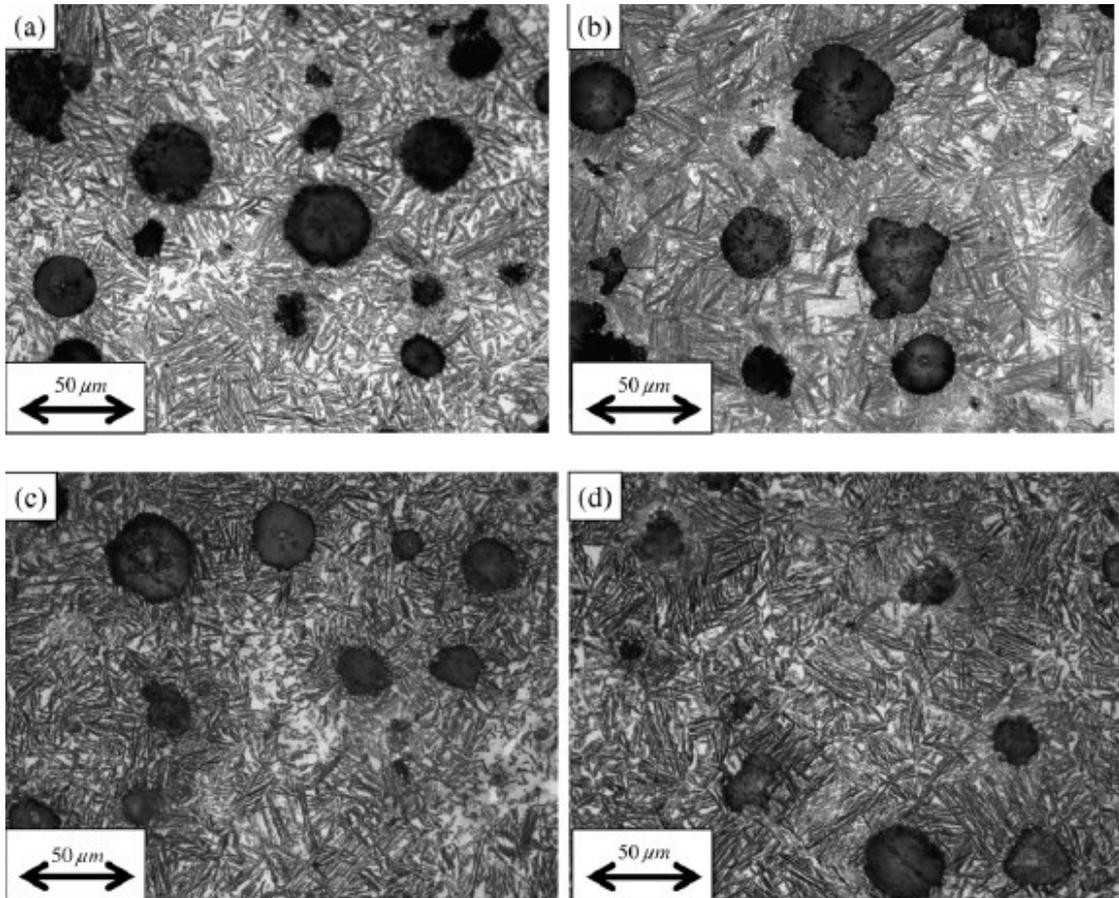
Fonte: (KIM et al., 2007).

Esse fenômeno pode ser explicado devido à diferença de estrutura formada pelas diferentes temperaturas de austêmpera. A redução da temperatura de austêmpera favorece a formação de uma microestrutura mais fina, com maiores quantidades de feixes de ferrita e consequentemente menores quantidades de austenita retida, enquanto que para temperaturas maiores a microestrutura torna-se mais grosseira, com feixes de ferrita bainítica mais dispersas em meio a maiores quantidades de austenita retida.

O refino observado em temperaturas menores de austêmpera é causado pelo maior super resfriamento da austenita, que por sua vez ocasiona uma redução na taxa de difusão do carbono da ferrita para a austenita. A redução na taxa de difusão do carbono provoca no material a nucleação dos feixes de ferrita em detrimento ao seu crescimento, resultando na estrutura mais refinada (PUTATUNDA, 2001; TRUNDEL; GAGNÉ, 1997; MACHADO, 2007).

A influência da temperatura na microestrutura do ADI também pode ser observado na Figura 13, onde é possível observar a maior quantidade de austenita nas imagens (a) e (b) (regiões mais claras), devido à redução da taxa de difusão do carbono da ferrita para a austenita, fazendo com que o tratamento térmico necessite de mais tempo para crescer a ferrita e saturar a austenita de carbono.

Figura 13 – Microestrutura após a austêmpera a (a) 350°C, (b) 370°C, (c) 390°C e (d) 410°C.

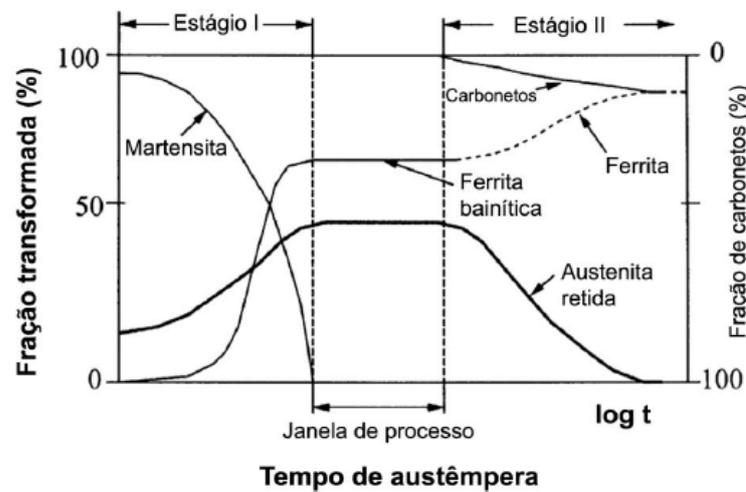


Fonte: (KIM et al., 2007).

A etapa de austêmpera, conforme Machado (2007) é dividida em dois estágios, e a Figura 14 expressa essa divisão de estágios muito bem, onde é possível observar a formação da ausferrita no Estágio I, e durante a janela de processo essa formação estabiliza:

- Estágio I γ $\longrightarrow \alpha + \gamma_{\text{altoC}}$
- Estágio II γ_{altoC} $\longrightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$

Figura 14 – Esquema representativo dos estágios I e II do processo de austêmpera.

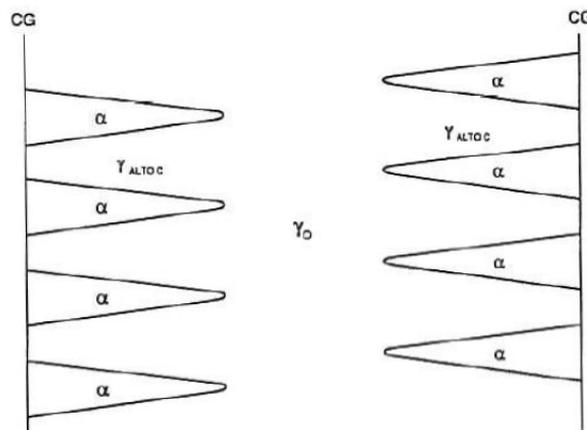


Fonte: (YESCAS, BHADSHIA, MACKAY; 2001) apud (RABELO, 2008).

2.3.2.1 Estágio I

No Estágio I do tratamento de austêmpera, com a matriz completamente austenítica, ocorre a nucleação e crescimento das plaquetas ferríticas (por isso o nome ferrita acicular) a partir dos nódulos de grafita, intercaladas por camadas de austenita que gradualmente são enriquecidas de carbono que segrega da ferrita a qual cresce na matriz do ADI, conforme mostra a Figura 15. Durante esse estágio não ocorre a precipitação de carbonetos devido à alta concentração de silício no ferro fundido (MACHADO, 2007).

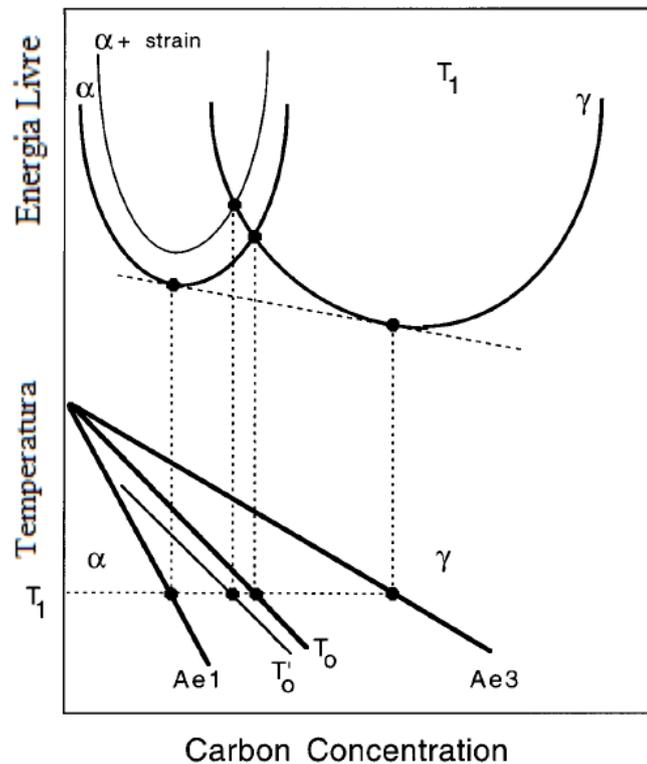
Figura 15 – Crescimento da ferrita acicular (α) a partir do contorno de grão (CG) na fase austenita (γ) e surgimento da austenita com alta concentração de carbono ($\gamma_{\text{ALTO C}}$).



Fonte: (PUTATUNDA, 2001).

O crescimento da ferrita acicular em meio a austenita pode ser compreendida com o auxílio da Figura 16 que apresenta a curva de energia livre que relaciona o equilíbrio entre as fases. A nucleação e crescimento dos feixes de ferrita iniciam na temperatura T_1 da austêmpera, onde o carbono contido na ferrita migra para a austenita residual. Após um determinado tempo de tratamento, a concentração de carbono na austenita alcança o valor de T_0 , onde o crescimento da ferrita cessa quase por completo. O ponto T_0 é onde as energias livres da ferrita e da austenita se igualam, para uma mesma concentração de carbono, embora a austenita ainda não tenha alcançado seu estado de equilíbrio dado pela linha Ae3 (BHADESHIA, 2001).

Figura 16 – Curvas de energia livre da ferrita e austenita em função da concentração de carbono.



Fonte: (BHADESHIA, 2001, pg. 9).

Se a austêmpera for interrompida antes do tempo ideal, a austenita que ainda não foi saturada de carbono sofrerá transformação martensítica durante o resfriamento ou por solitação mecânica à temperatura ambiente, sendo essa austenita denominada austenita metaestável. A transformação da austenita em martensita só é evitada se o tempo da austêmpera for suficiente para estabilizar a austenita, ou seja, saturar de carbono em decorrência do crescimento da ferrita em meio à austenita (LUSSOLI, 2003).

Portanto o Estágio I será composto de austenita com alto teor de carbono (γ_{altoC}) e ferrita acicular (α), que é a estrutura que garante ao ADI excelente combinação de resistência mecânica, ductilidade e tenacidade (MACHADO, 2007).

Se a temperatura durante a austêmpera for mantida pelo tempo ideal predeterminado, garantindo assim a transformação isotérmica da matriz do ferro fundido nodular, durante o intervalo entre o Estágio I e o II, então é realizado o resfriamento em ar calmo até a temperatura ambiente (RODRIGUES JÚNIOR, 2013).

2.3.2.2 Estágio II

A janela de processo da austêmpera deve estar contida após a linha de início do Estágio I e terminar antes da transformação do Estágio II, conforme mostra a Figura 10, isso porque a austenita com alto teor de carbono não é interminavelmente estável. Dessa forma o Estágio II do processo de austêmpera inicia quando começa a decomposição da γ_{altoC} em ferrita e carbonetos (MACHADO, 2007; RODRIGUES JÚNIOR, 2013).

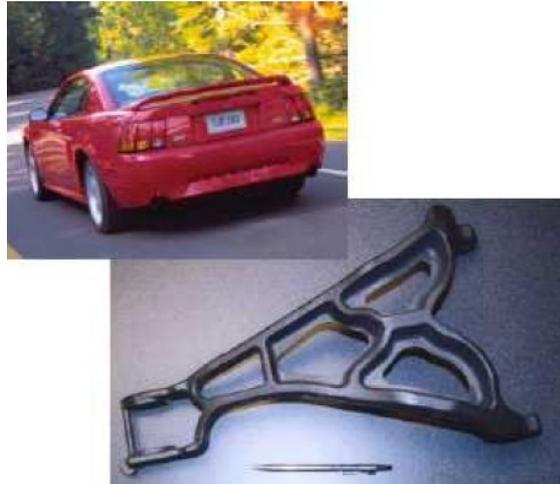
Se o tempo de austêmpera no Estágio II for demasiadamente longo, a austenita tende a desaparecer, levando a ferrita acicular e os carbonetos a formarem uma estrutura ainda mais estável denominada bainita. A bainita não é uma estrutura desejada para o ADI por reduzir as propriedades mecânicas do material, como a tenacidade e a ductilidade (MACHADO, 2007).

Portando conclui-se que o tempo de permanência e a temperatura de austêmpera são fatores decisivos nas propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares austemperados. A presença de elementos de liga pode movimentar as linhas de transformação dos estágios I e II mostradas na Figura 12, conforme discutido na seção 2.2.1.

2.4 Aplicações

De acordo com Silva (2013), o ADI tem sido empregado na indústria automotiva na fabricação de componentes de suspensão, eixos de comando de válvulas, engrenagens em geral, suportes do motor, carcaças de diferencial e cubos de roda, tanto em veículos pesados como caminhões e tratores, como em veículos leves. A Figura 17 mostra o braço de controle superior da suspensão de um veículo de passeio, fabricada em ADI.

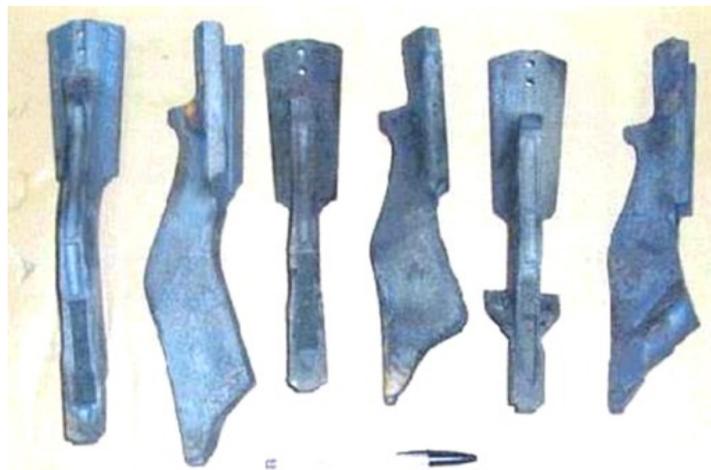
Figura 17 – Braço da suspensão de um veículo de passeio.



Fonte: (SILVA, 2013, p. 48).

Os equipamentos agrícolas e de construção são beneficiado pela resistência ao desgaste combinada com a tenacidade à fratura elevada. A Figura 18 mostra um conjunto de dentes de escavação fabricados em ADI em função das características citadas anteriormente.

Figura 18 – Dentes de escavação fabricados em ADI.

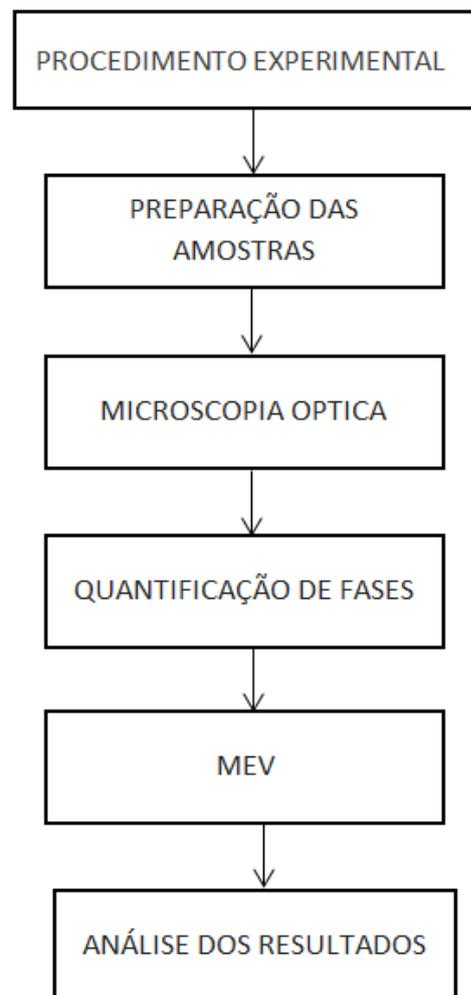


Fonte: (SILVA, 2013, p. 50).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

As etapas de todos os procedimentos experimentais realizados são mostradas no fluxograma da Figura 19.

Figura 19 – Fluxograma do procedimento experimental realizado.



Fonte: (Autor, 2017).

3.1 Materiais

Para este trabalho foram produzidas duas ligas de ferro fundido nodular, conforme norma ASTM A897, pela empresa SCHULZ S.A localizada na cidade de Joinville-SC. A primeira liga possui 0,58% de Cu em sua composição e será denominada daqui em diante como liga A, e a segunda liga possui 0,36% de Cu e 0,79% de Ni e será denominada de liga B. A escolha dos elementos que compõem essas ligas foi feita considerando a influência do cobre e do níquel sobre o processo de austêmpera, conforme já citado no referencial teórico, o níquel além de ser um elemento que propicia a formação de grafita, retarda a formação de bainita no Estágio II do processo de austêmpera, já o cobre é um elemento que aumenta a austemperabilidade do material a um custo inferior se comparado aos elementos que também possuem essa característica.

A fusão do ferro fundido foi realizada em um forno elétrico de indução e a composição química final das ligas é mostrada na Tabela 7, e foi obtida através de ensaios de espectroscopia de emissão óptica em moedas coquilhadas obtidas durante o vazamento do material. Esse ensaio foi realizado pelo Laboratório de Materiais da SCHULZ em um espectrômetro do tipo SPECTROLAB.

Tabela 7 – Composição química das ligas A e B.

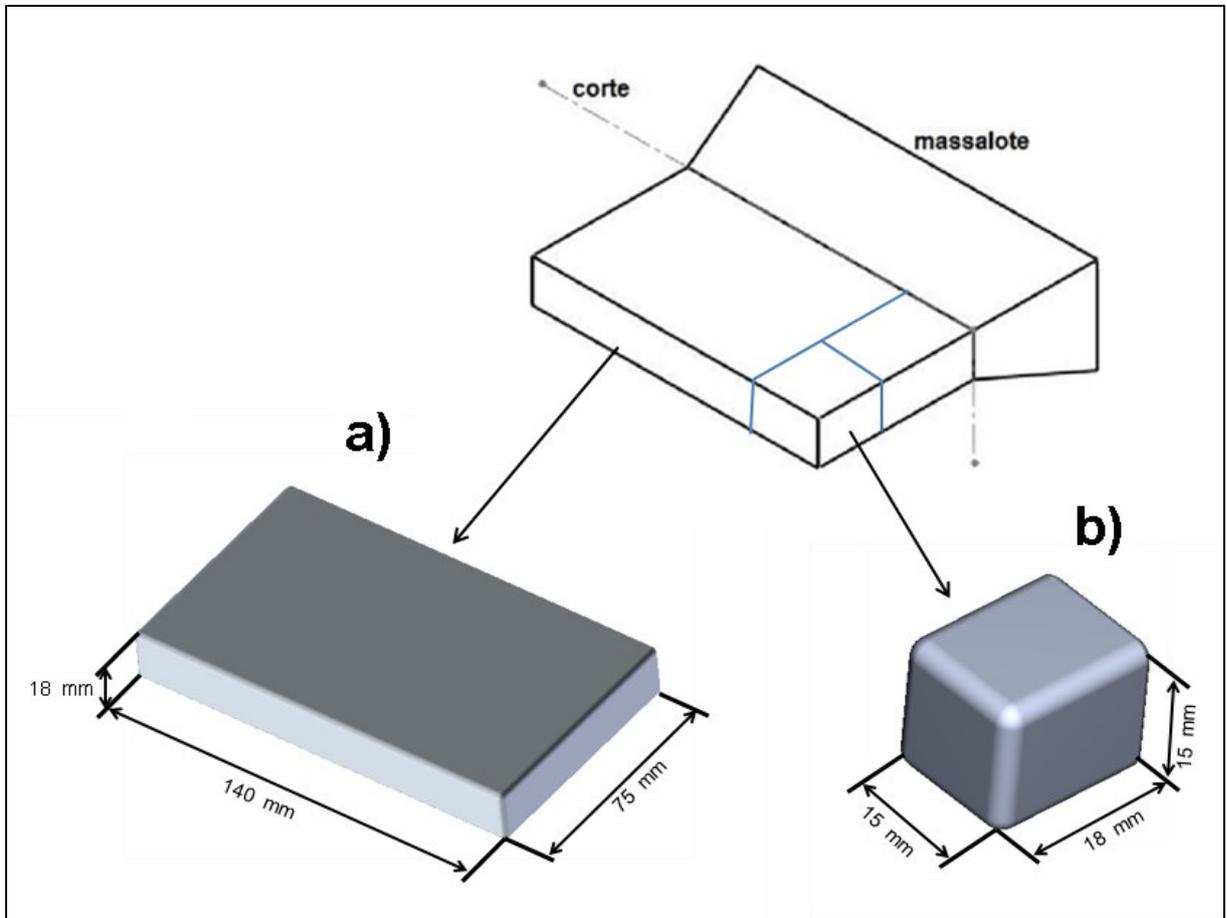
Elementos	Liga A (%)	Liga B (%)
C	3,70	3,69
Si	2,02	2,1
Mg	0,07	0,061
Cu	0,58	0,36
Ni	0,037	0,79
Mn	0,14	0,10
Mo	0,12	0,12
Cr	0,005	0,004
Al	0,009	0,009
P	0,023	0,018
S	0,019	0,019
C.E	4,38	4,4

Fonte: Adaptado de Rodrigues (2016).

O metal líquido foi vazado em moldes conhecidos como blocos “Y”, dos quais foram retiradas as amostras da seção útil do bloco, mais precisamente a base do “Y”, pois o massalote é utilizado como alimentador para à base a medida que o bloco resfria, evitando a

ausência de material por contração. A Figura 20 mostra as dimensões dos blocos “Y” obtidos, e o corte da região útil dos blocos se deu através de uma serra mecânica.

Figura 20 – Dimensões dos blocos “Y” vazados.



Fonte: Adaptado da norma DIN EN 1563 (2005).

Após o corte dos blocos “Y”, o material foi submetido ao processo de fresamento que reduziu a espessura da seção extraída do bloco (dimensão u da Figura 20) para 18 mm, removendo quaisquer eventuais defeitos superficiais ou impurezas no material proveniente dos moldes.

Para a caracterização das ligas após o tratamento térmico, foram extraídas amostras a partir dos blocos Y com auxílio de um *cut-off* com arrefecimento constante, evitando a influência da temperatura sobre a matriz, com o intuito de remover as oxidações e as dimensões obtidas foram de 15x18x15 mm, como ilustrado na Figura 20 (b).

3.2 Métodos Experimentais

3.2.1 Tratamento Térmico de Austêmpera

Efetuada o fresamento, o material foi submetido a tratamento térmico de austêmpera, que foi realizado junto à Empresa TupyTEC, localizada na cidade de Joinville. Foram tratadas 8 amostras por liga, sendo 4 amostras para cada condição de temperatura de austêmpera, como mostra a Tabela 8.

Tabela 8 – Parâmetros do processo de austêmpera de ambas as ligas.

Liga	Composição Química	Temperatura (°C)	Amostra	Tempo (min)
A	0,58% Cu 0,037% Ni	320	A1	5
			A2	10
			A3	15
			A4	30
		380	A6	5
			A7	10
			A8	15
			A9	30
B	0,36% Cu 0,79% Ni	320	B1	5
			B2	10
			B3	15
			B4	30
		380	B6	5
			B7	10
			B8	15
			B9	30

Fonte: Adaptado de Rodrigues (2016).

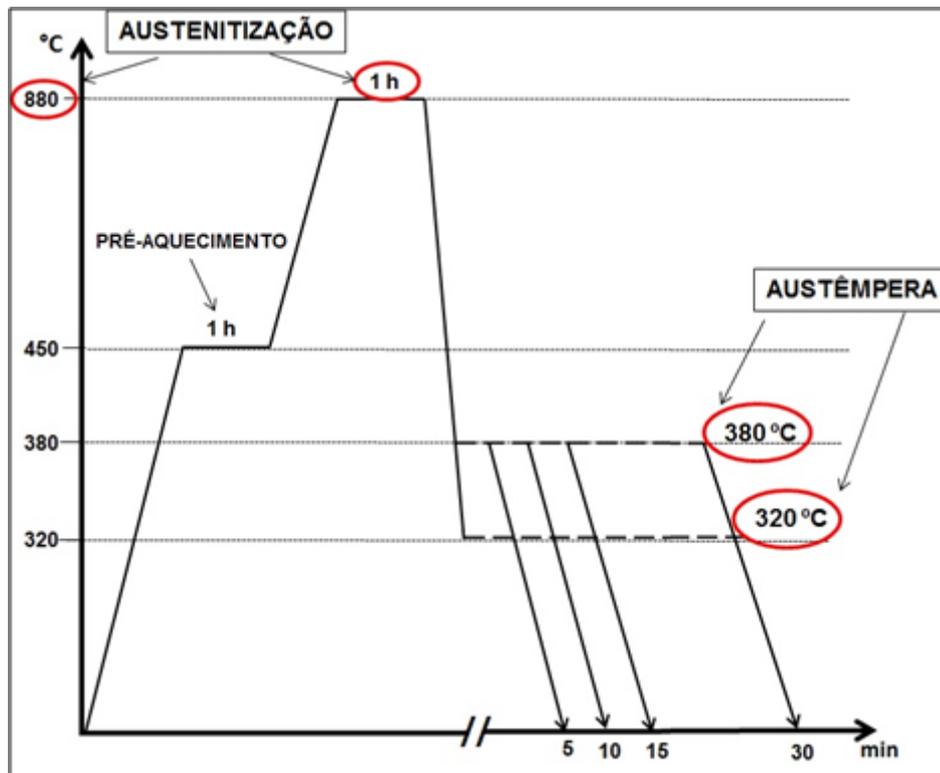
O tratamento térmico foi realizado em três etapas:

- 1- Pré-aquecimento, efetuado em um forno convencional por uma hora à temperatura de 450°C;
- 2- Austenitização, realizada em um forno com banho de sais a uma temperatura de 880°C, por um período de uma hora. 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, conforme especificado na Tabela 8, realizada em forno em banho de sais.
- 4- Resfriamento ao ar até a temperatura ambiente.

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. A Figura 21 mostra o esquema resumido de todo o processo de tratamento térmico das amostras. A Figura 21 ilustra os fornos que foram utilizados na execução do experimento.

Figura 21 – Esquema dos processos de austenitização e austêmpera empregados no estudo.



Fonte: Adaptado de Rodrigues (2016).

Figura 22 - Fornos utilizados para o tratamento térmico. Legenda: (1) forno para pré-aquecimento, (2) forno banho de sais para austenitização e (3) forno com banhos de sais para austêmpera.



Fonte: Rodrigues (2016).

Conforme já abordado no embasamento teórico deste trabalho, sabe-se a influência da temperatura e tempo de austenitização na microestrutura resultante do ADI, quanto maior a temperatura de austenitização, maior será a concentração de carbono na fase austenítica. Como os objetivos deste trabalho são de avaliar as influências da temperatura e tempo de austêmpera, buscou-se fixar as temperaturas e tempos de austenitização, e os resultados não serão avaliados neste trabalho.

Adotou-se assim a temperatura de 880°C para realização deste trabalho, para que se possa ter uma estrutura refinada, mas sem a formação de ferrita pró-eutetóide, conforme abordado na revisão teórica deste trabalho. O tempo de austenitização foi determinado com base nos estudos de Batra et. al (2003).

As temperaturas de austêmpera foram escolhidas com objetivo de avaliar o efeito da taxa de nucleação no grau de refinamento da microestrutura. Sabe-se através da bibliografia que 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, permitindo assim a comparação dos resultados obtidos com trabalhos já publicados e com resultados já aplicados na indústria.

Os critérios para determinação dos tempos de austêmpera foram definidos com base nos resultados obtidos por Ramos (2008), que encontrou volume considerável de fração transformado de ausferrita a partir de 5 min e volume máximo de fração transformada de ausferrita com tempo de 60 min.

Realizada a austêmpera, as amostras foram submetidas a uma limpeza de superfície, submersas em um banho em água para remoção dos sais ainda retidos nas peças, sendo posteriormente submetidas a um banho de ácido nítrico para remoção dos resíduos remanescentes. Para neutralizar o efeito do ácido as amostras foram colocadas em um banho de base, e posteriormente mergulhadas em óleo para retardar o processo de oxidação.

3.3 Caracterização Microestrutural

3.3.1 Preparação Metalográfica

Para a realização do estudo da microestrutura foi necessário efetuar o procedimento de preparação metalográfica que consistiu 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.

Para a realização da microscopia eletrônica de varredura (MEV) a preparação metalográfica precisou ser complementada com um polimento mais refinado, através de solução de diamante de 3 μ m e 1 μ m. O ataque químico das amostras submetidas ao MEV foi realizado com Nital em solução de 3,5% de ácido nítrico em álcool etílico. 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.

3.3.2 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.

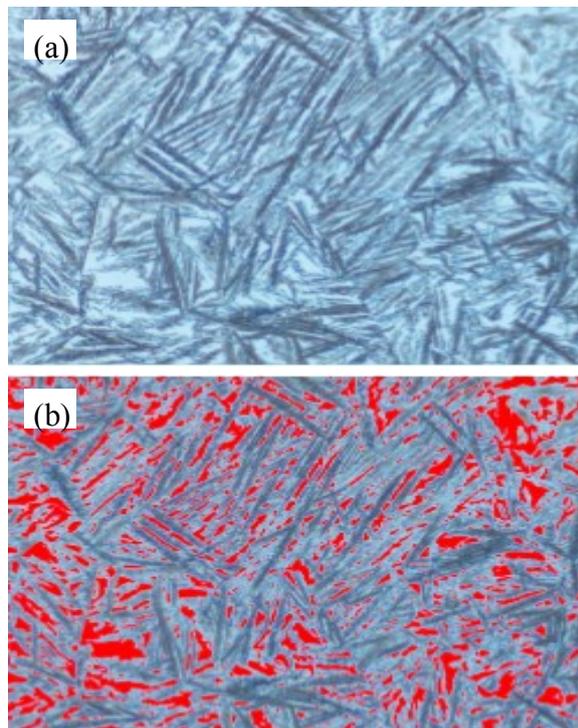
Através da microscopia óptica foi realizada, também, a quantificação das frações volumétricas das fases, com o intuito de estabelecer a relação de cada uma das condições do tratamento de austêmpera com a evolução da microestrutura.

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 pois o objetivo deste trabalho não é avaliar a qualidade de matriz do material bruto de fundição.

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 da cor vermelha para diferenciar as agulhas de ferrita acicular marcadas em tons de cinza, da austenita retida marcada em vermelha, como é ilustrado na Figura 23. Os nódulos de grafita não foram contabilizados e, portanto, permaneceram em suas cores originais.

Figura 23 – MO: Determinação de fração volumétrica de fases com auxílio de metalografia quantitativa. Legenda: 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, Ataque: Nital 3,5%.

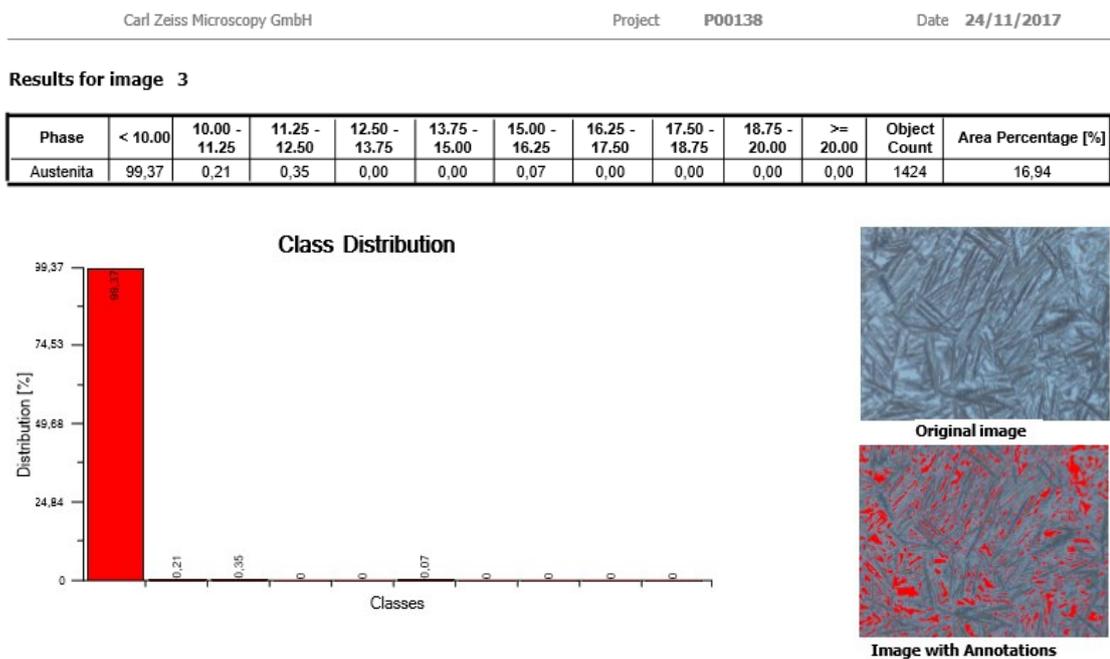


Fonte: Autor (2017).

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 em trabalho anterior.

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. A Figura 24 ilustra, a modo de exemplo, os dados que são exportados a partir da ferramenta de metalografia quantitativa.

Figura 24 – Representação gráfica da quantificação de fase utilizando a ferramenta *Multiphase*. Amostra da liga B austemperada a 380°C por 30min, ampliação de 1000x, reagente Nital 3,5%.



Fonte: Autor (2017).

3.3.3 Microscopia Eletrônica de Varredura

A técnica de 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 LATECME, em Joinville-Santa Catarina. O ataque químico para esta análise foi realizado com reagente de Nital 3,5%.

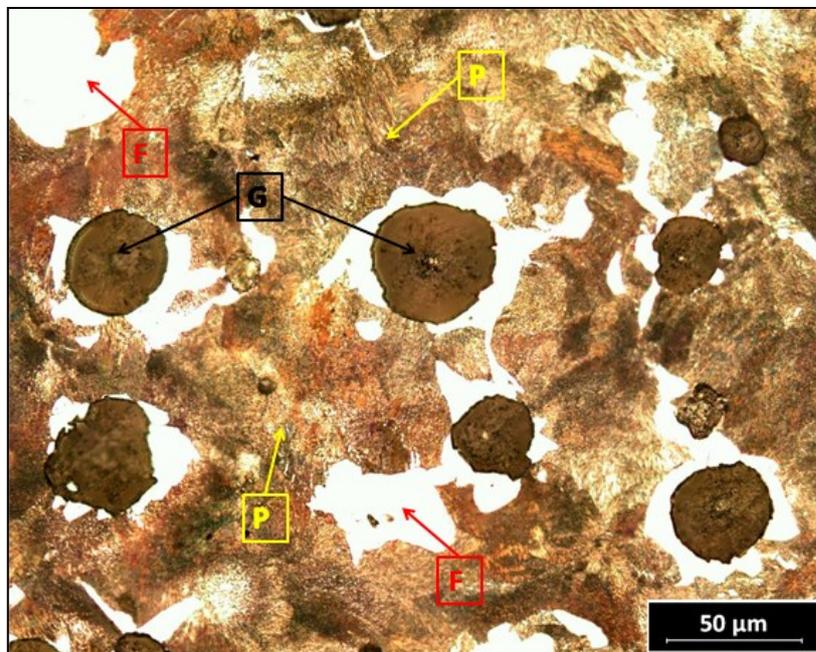
A análise com detector de elétrons retroespalhados auxiliou a caracterização morfológica da austenita retida graças à possibilidade de individualizar as diferentes fases, através da diferença entre os pesos atômicos, e se observar aspectos morfológicos e superficiais revelados pelo ataque químico.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Microestrutura Bruta de Fundição

Através dos resultados de microscopia óptica obtidos por Rodrigues (2016) e apresentados na Figura 25 pode-se notar que a matriz da liga A é predominantemente perlítica, com pequenas regiões de ferrita em torno das grafitas, o que caracteriza uma estrutura conhecida como olho de boi.

Figura 25 – Microestrutura bruta de fundição da liga A, aumento de 500x. Legenda: F – ferrita, P – perlita, G – grafita.

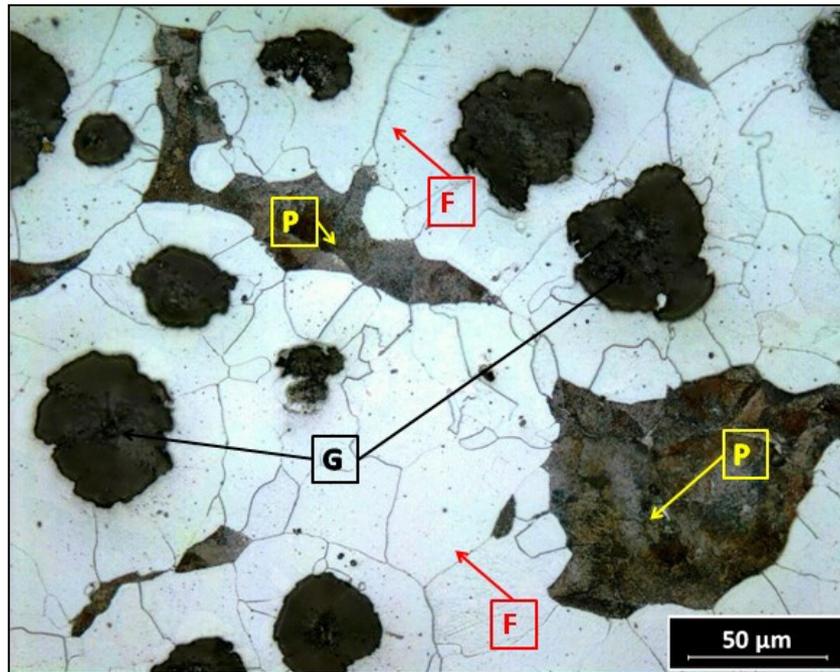


Fonte: Rodrigues (2016).

Através da técnica de contagem de fases, Rodrigues (2016) concluiu que essa matriz apresenta 90% de sua estrutura na forma perlítica, e 10% na forma ferrítica, contendo 181 nódulos por mm^2 .

Rodrigues (2016) também analisou a microestrutura da liga B e concluiu, através da contagem de fases na microscopia óptica, que a liga B possui uma matriz com 75% de ferrita e 25% de perlita, além da densidade de nódulos ser de 160 nódulos/ mm^2 . A Figura 26 apresenta a microestrutura da liga B, onde é possível observar a diferença na quantidade de ferrita em relação à liga A.

Figura 26 - Microestrutura bruta de fundição da liga B, aumento de 500x. Legenda: F – ferrita, P – perlita, G – grafita.



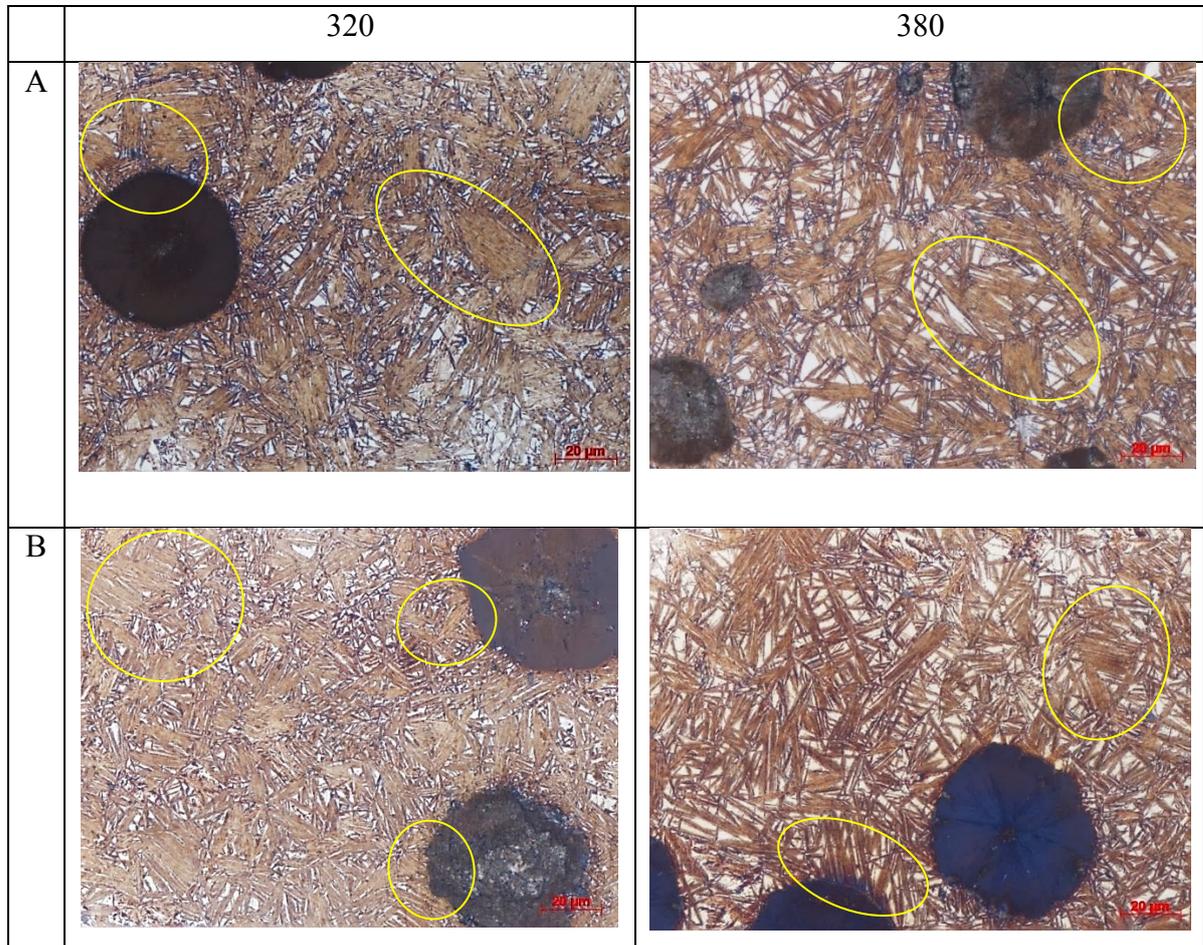
Fonte: Rodrigues (2016).

4.2 Morfologia das Amostras Austemperadas

Os resultados da caracterização microestrutural estão organizados por técnicas de análise e por condições de tratamento térmico. Os primeiros resultados serão aqueles obtidos com o auxílio de microscopia óptica e, em seguida, os resultados de microscopia eletrônica de varredura. Em relação às condições de tratamento térmico, a sequência adotada foi a partir da menor para a maior temperatura de austêmpera, considerando os resultados para a liga A e B, consecutivamente.

O resultado do tratamento térmico de austêmpera a 320 e 380°C para o tempo de 10min, nas ligas A e B, são apresentadas na Figura 27.

Figura 27 – MO: Microestrutura das amostras austemperadas a 320 e 380°C a um tempo de 10 min, nas Ligas A e B. Aumento de 500X. Reagente: Lê Pera.

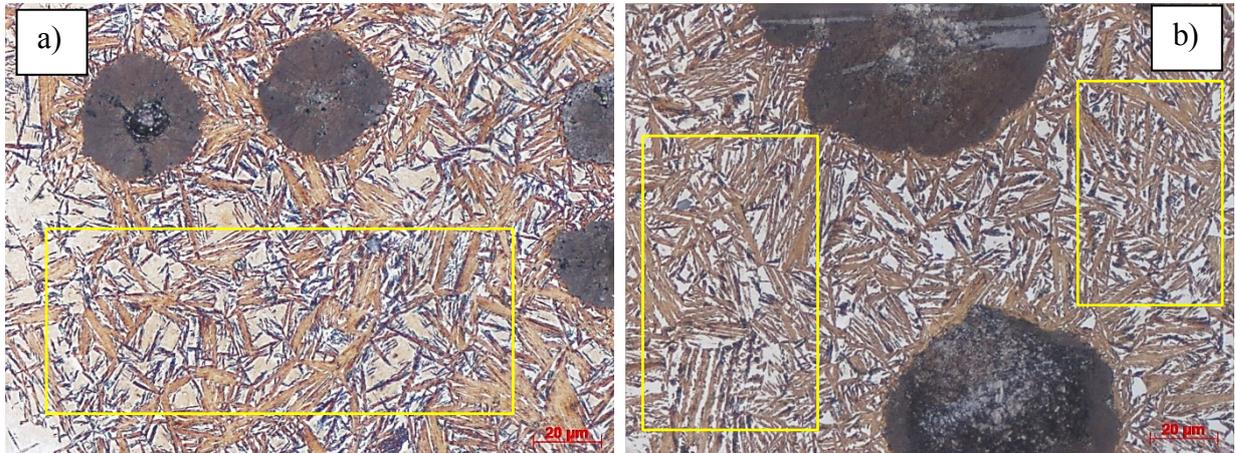


Fonte: Autor (2017).

Observa-se uma microestrutura bastante homogênea, resultante da austenitização global do material, com predomínio de ferrita bainítica nucleada preferencialmente nos contornos dos antigos grãos austeníticos e nas interfaces grafita-austenita, como destacado no círculo amarelo da Figura 27. Chama a atenção a homogeneidade da microestrutura obtidas nas regiões povoadas de nódulos de grafita, mais acentuada nas proximidades dos mesmos.

Por outro lado, constatam-se gradientes de microestruturas nas regiões com menos densidade de grafita, indicada pelos retângulos em amarelos nas micrografias da Figura 28.

Figura 28 – MO: Microestrutura das amostras austemperadas a 380°C a um tempo de 15 min: a) Liga A; b) Liga B. Aumento de 500X. Reagente: Lê Pera.

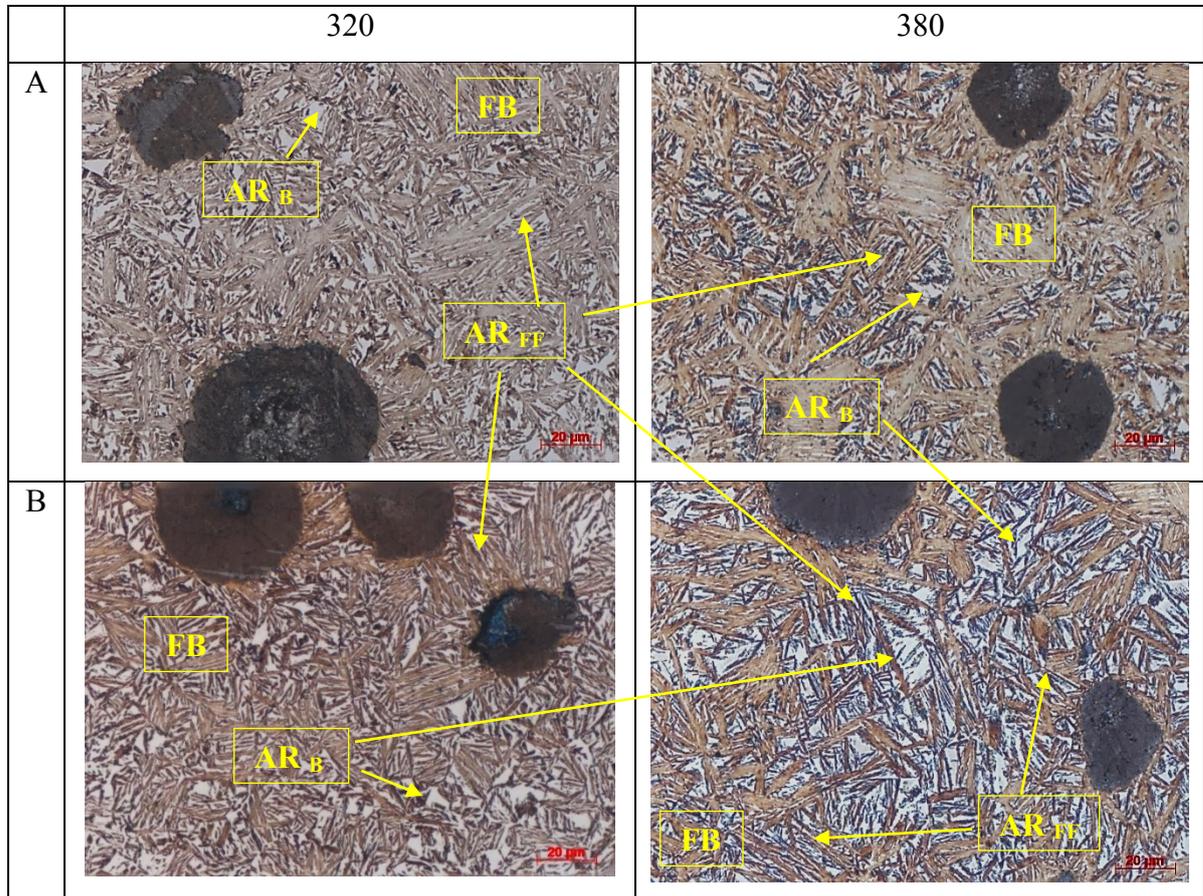


Fonte: Autor (2017).

A evolução da microestrutura pode ser constatada através da análise das micrografias das Figuras 27, 28 e 29. Observa-se a presença de agrupamento de feixes de ferrita bainítica (cor em tons de marrom), entremeados de regiões de austenita retida (fundo claro em tons de amarelo).

Pode-se observar, também, que a austenita retida apresenta diferentes morfologias, tanto em forma de filmes finos (AR_{FF}) entre as ripas de ferrita bainítica (FB), como na forma de blocos (AR_B), no encontro dos agrupamentos de feixes. Cada um desses constituintes aparece identificados com setas na Figura 29.

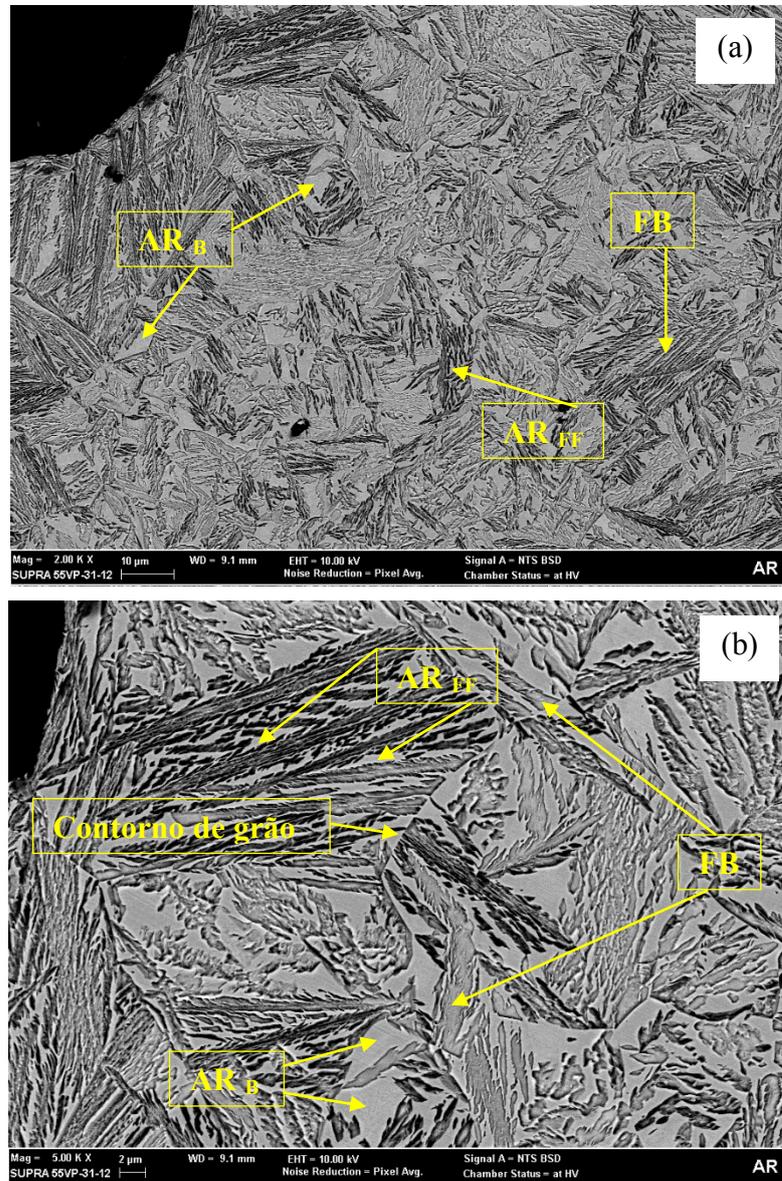
Figura 29 – MO: Microestrutura das amostras austemperadas a 320 e 380°C a um tempo de 30 min, nas Ligas A e B. Aumento de 500X. Reagente: Lê Pera. Legenda: AR_B- Austenita retida em Blocos, AR_{FF} – Austenita retida em filmes, FB – Ferrita Bainítica.



Fonte: Autor (2017).

As amostras tratadas termicamente foram analisadas por microscopia eletrônica de varredura, possibilitando complementar a análise nos aspectos cinéticos e morfológicos. Na Figura 30(a) são apresentadas imagens, obtidas com detector de elétrons retroespalhados, da microestrutura da liga B (0,36Cu+0,79Ni) austemperada a 380°C por 30min, apresentando um grande número de feixes de ripas de ferrita bainítica empacotados, entremeados de austenita retida em filmes finos e em blocos. Na micrografia da Figura 30(b) pode se observar a junção de antigos contornos de grãos de austenita que serviram de sítios preferenciais para a nucleação da ferrita bainítica, pelo mecanismo de nucleação simpática como sugere a literatura (Bhadeshia, 2001).

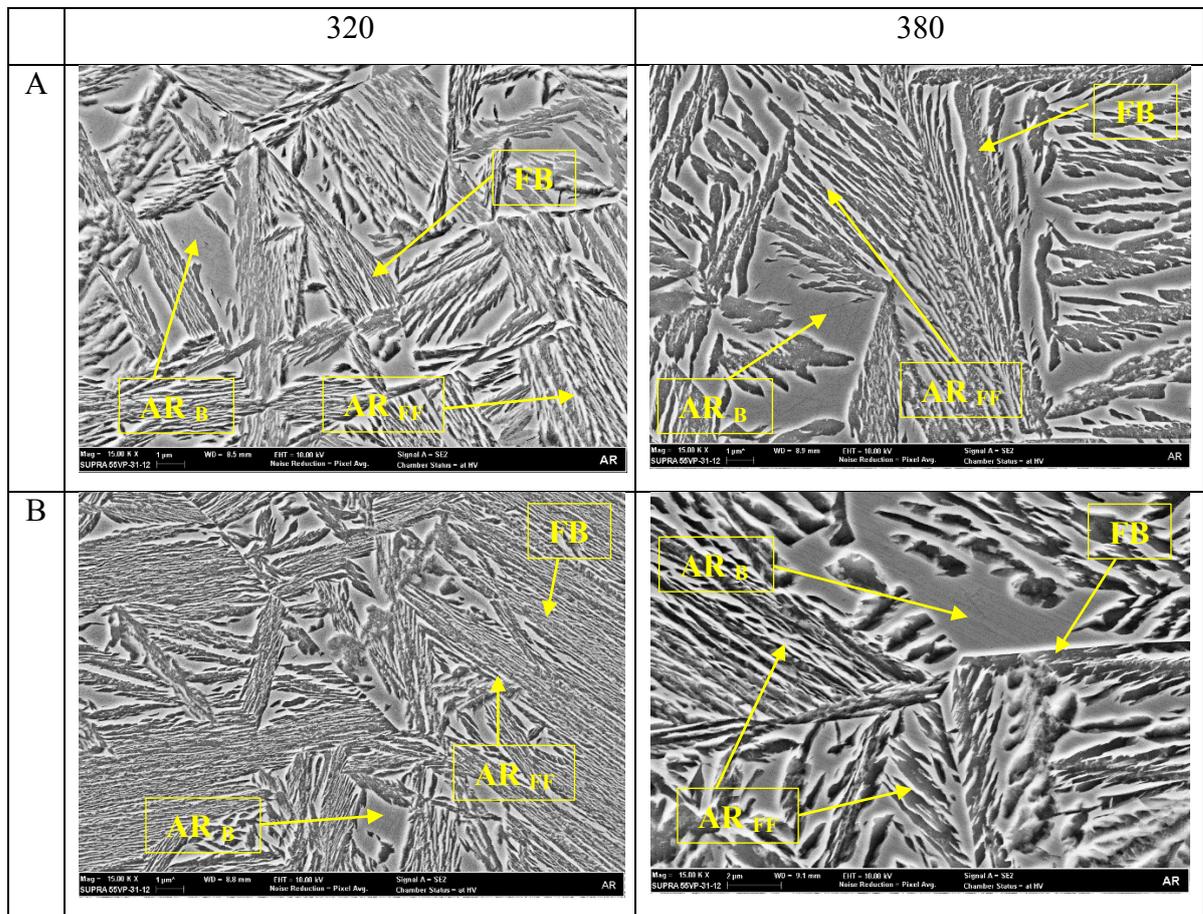
Figura 30 – MEV-BSD: Microestrutura de amostra da Liga B austemperada a 380°C a um tempo de 30 min. Reagente: Nital 3,5%.



Fonte: Autor (2017).

As imagens de MEV com detector de elétrons secundários, mostradas na Figura 31, se correspondem a microestrutura das amostras austemperada a 320 e 380°C, das ligas A e B, e permitem ilustrar o efeito da temperatura de austêmpera no refino da microestrutura. A microestrutura das amostras austemperadas à temperatura de 320°C, apresentam maior número de pacotes de feixes de ripas de ferrita bainítica, distribuídos homogeneamente nas regiões com menos densidade de grafita, quando comparadas com as imagens das amostras austemperadas a 380°C.

Figura 31 – MEV - SE: Microestrutura típica de amostras austemperadas a 320 e 380°C a um tempo de 30 min, nas Ligas A e B. Aumento de 15.000X. Reagente: Nital 3,5%.



Fonte: Autor (2017).

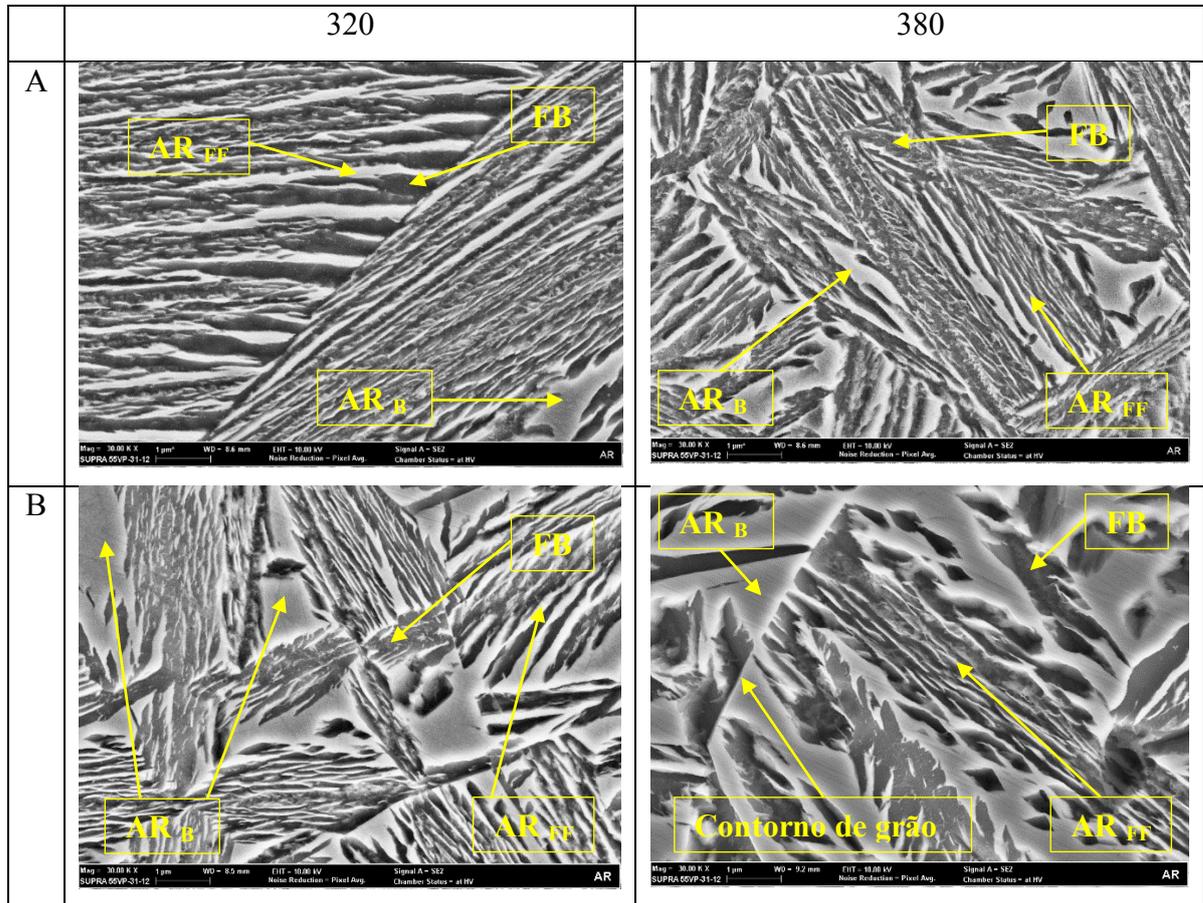
Este resultado está de acordo com a literatura, a qual reporta que menores temperaturas de austêmpera promovem maiores taxas de nucleação. (YESCAS, BHADSHIA, 2001).

Por outro lado, ao se comparar este comportamento entre ambas as ligas, elementos como Cu e Ni, retardam a transformação bainítica, este efeito se justifica pela capacidade que o Cu e Ni possuem em dificultar a difusão do carbono da ferrita para a austenita. Quanto maior é o teor de Cu em relação ao Ni, mais refino este elemento produz na microestrutura, diminuindo assim sua taxa de crescimento em temperaturas mais baixas (GÓRNY, TYRALA, LOPEZ, 2014).

As imagens da Figura 32 apresentam os aspectos morfológicos da austenita retida em amostras das ligas A e B, austemperadas a 320 e 380°C, por 30 min. Observam-se, independentemente da composição química da liga, a nucleação de finos feixes de agulhas de ferrita bainítica em contorno de grão austenítico, intercalados entre os filmes de austenita retida. Constatou-se, também, que na medida em que aumenta a temperatura e o tempo de

austêmpera aumenta o espaçamento entre os filmes de austenita retida e sua largura, atingindo valores aproximados de 89 e 55nm, respectivamente, como ilustrado na Figura 33.

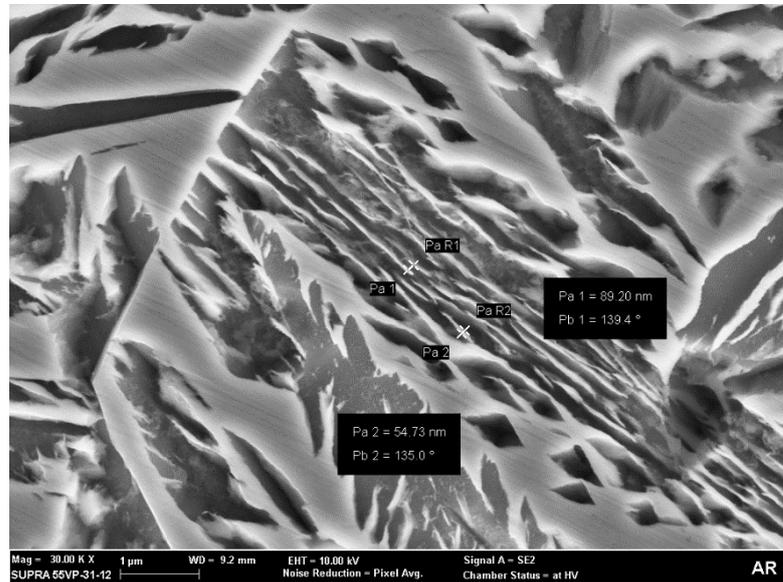
Figura 32 – MEV - SE: Morfologia da austenita retida em amostras austemperadas a 320 e 380°C a um tempo de 30 min, nas Ligas A e B. Aumento de 30.000X. Reagente: Nital 3,5%.



Fonte: Autor (2017).

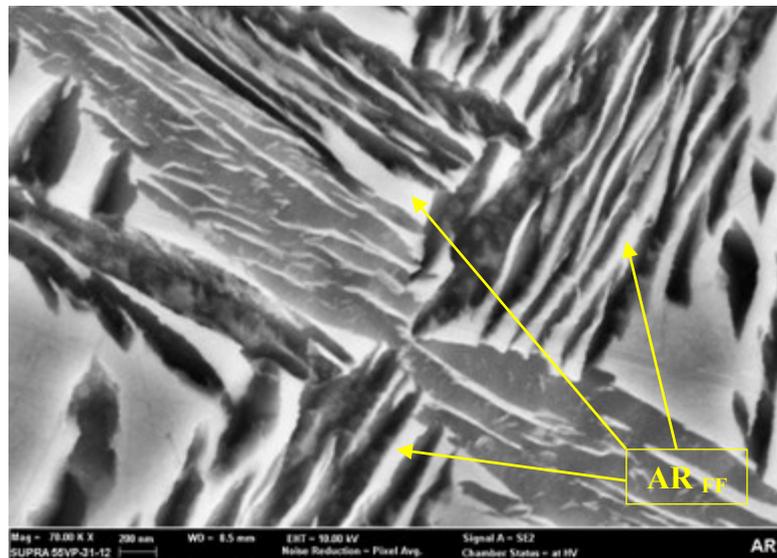
Também, se observam nas Figuras 31, 32 e 33 regiões de austenita retida na forma de blocos com contornos poligonais, que se tornam mais acentuados em condições onde a temperatura de austêmpera é maior. Ao longo da análise da evolução da microestrutura pode se constatar, também, o aumento da fração de austenita na forma de blocos proporcional ao tempo de tratamento.

Figura 33 – MEV - SE: Largura e espaçamento entre feixes de austenita retida 380°C a um tempo de 30 min, na Liga B. Aumento de 30.000X. Reagente: Nital 3,5%.



Fonte: Autor (2017).

Figura 34 – MEV - SE: Austenita retida na forma de blocos e filmes finos e bastonetes em amostra austemperada a 380°C a um tempo de 30 min, na Liga A. Aumento de 70.000X. Reagente: Nital 3,5%.



Fonte: Autor (2017).

Ainda na Figura 34 é possível observar uma melhor definição dos filmes de austenita retida, inclusive, com aspecto de bastonetes flutuando sobre a matriz de ferrita.

4.3 Fração volumétrica de austenita retida

Com o auxílio da técnica de metalografia quantitativa foram obtidos os valores de fração volumétrica de austenita retida para cada uma das amostras de ambas as ligas tratadas a 320°C e 380°C, e a Tabela 9 mostra um comparativo dessas porcentagens.

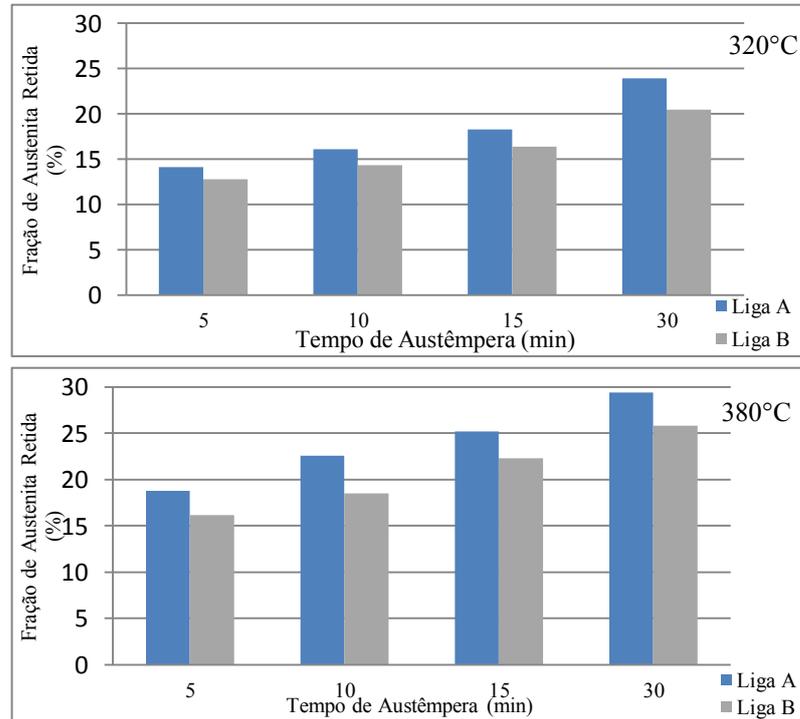
Tabela 9 – Resultados das contagens da austenita retida formadas.

Liga	Composição Química	Temperatura (°C)	Amostra	Tempo (min)	%AR	Desvio
A	0,58% Cu + 0,037%Ni	320	A1	5	14,1	0,9
			A2	10	16,1	1,1
			A3	15	18,3	1,2
			A4	30	23,9	1,5
		380	A6	5	18,8	1,2
			A7	10	22,6	0,8
			A8	15	25,2	2,1
			A9	30	29,4	1,8
			B	0,36% Cu + 0,79%Ni	320	B1
B2	10	14,3				1,1
B3	15	16,4				1,2
B4	30	20,5				1,5
380	B6	5			16,2	0,9
	B7	10			18,5	1
	B8	15			22,3	1,4
	B9	30			25,8	1,6

Fonte: Autor (2017).

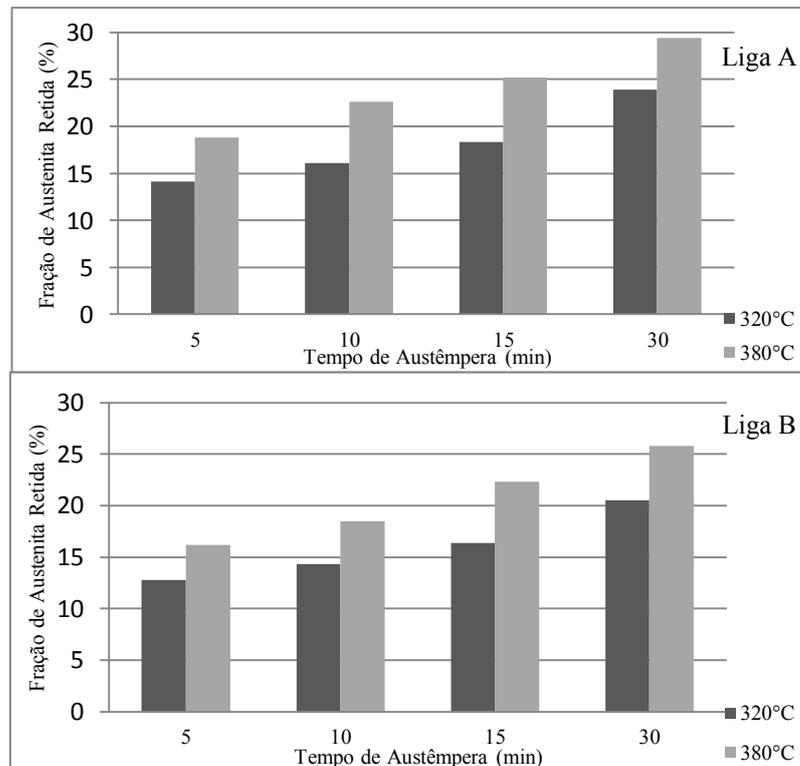
Os gráficos da Figura 35 apresentam a relação entre a fração de austenita retida (%) em função do tempo de austêmpera nas ligas A e B, quando submetidas a austêmpera a 320 e 380°C. Independentemente da temperatura de austêmpera, na medida que aumenta o tempo de tratamento aumenta a fração volumétrica de austenita retida. Isto está associado ao aumento do enriquecimento de carbono da austenita remanescente, ao longo da transformação isotérmica, com o aumento do tempo da reação, que torna estável a austenita, após o resfriamento. De acordo com o gráfico da Figura 35, a liga A apresenta os maiores valores de fração de austenita retida, com o aumento do tempo e da temperatura de austêmpera.

Figura 35 – Relação entre a fração volumétrica de austenita retida e o tempo de austêmpera.



Fonte: Autor (2017).

Figura 36 – Relação entre a fração volumétrica de austenita retida e o tempo de austêmpera.



Fonte: Autor (2017).

Por outro lado, no gráfico da Figura 36 corrobora-se que, independentemente da composição química das ligas na medida em que aumenta a temperatura obtém-se as maiores frações volumétricas de austenita retida, bem como aumenta o potencial para uma microestrutura mais grossa. Este resultado está de acordo com a literatura, a qual reporta que menores temperaturas de austêmpera promovem maiores taxas de nucleação de ferrita. (YESCAS, BHADESHIA, 2001).

5 CONCLUSÕES

De acordo com os resultados observados, as conclusões estão a seguir:

- A microestrutura das amostras austemperadas se caracterizou pela presença de feixes de ripas de ferrita acicular, nucleados preferencialmente a partir dos antigos contornos de grãos austeníticos e dos nódulos de grafita, onde são encontradas as maiores quantidades de ferrita acicular;
- A microestrutura das amostras austemperadas apresentaram-se homogêneas nas regiões povoadas de nódulos de grafita, ao mesmo tempo que revelaram gradientes de microestruturas nas regiões com menos densidade de grafita. Os resultados apontam para a necessidade de melhorar a eficiência nos processos de inoculação e nodularização do ferro fundido nodular;
- Foi constatada a presença de agrupamento de feixes de ferrita, entremeados de regiões de austenita retida na forma de filmes finos (AR_{FF}) entre as ripas de ferrita bainítica (FB), como na forma de blocos (AR_B), no encontro dos agrupamentos de feixes;
- Foi possível observar a influência das diferentes temperaturas sobre morfologia da ferrita acicular em cada uma das ligas, onde para temperaturas maiores a ferrita se apresenta em feixes de ripas mais espessas, tornando a matriz mais grosseira, enquanto que para temperaturas menores a nucleação das agulhas, são priorizadas no lugar de seu crescimento, revelando uma microestrutura mais refinada;
- Verificou-se que na medida em que aumenta o tempo de tratamento, aumenta a fração volumétrica de austenita retida, independentemente da temperatura de austêmpera. Isto está associado ao aumento do enriquecimento de carbono da austenita remanescente, ao longo da transformação isotérmica;
- De acordo com os resultados desta pesquisa a liga A apresenta os maiores valores de fração de austenita retida, com o aumento do tempo e da temperatura de austêmpera.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

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

- 1) Realizar análise quantitativa da fração volumétrica de austenita retida com auxílio da técnica de difração de Raios-X a modo de complementar a caracterização morfológica e ajustar as características cinéticas da transformação de fase;
- 2) Aprofundar na análise morfológica e nos micro-mecanismos da transformação de fase com auxílio das técnicas de EDS, WDS.

REFERÊNCIAS

ANDRADE, C. **Análise da furação do ferro fundido vermicular com brocas de metal duro com canais retos revestidas com TiN e TiAlN**. UFSC - Dissertação de Mestrado Florianópolis: Ed. UFSC, 2005.

ANUÁRIO ABIFA: guia ABIFA de fundição. São Paulo: ABIFA, 2016. Anual. Disponível em: <http://abifa.org.br/wp-content/uploads/2016/09/revista_abifa_193.pdf>. Acesso em: 11 maio 2017.

BATRA, U.; RAY S.; PRABHAKAR S. R. Effect of Austenitization on Austempering of Copper Alloyed Ductile Iron. **Journal of Materials Engineering and Performance**. V12 p597-601, 2003.

BHADESHIA, H. K. **Bainite in Steels**. 2 ed. IOM Communications Ltd, London, 2001.

CALLISTER, W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 7. ed. Utah: Livros Técnicos e Científicos, 2008. 370 p.

CARKIR, M. C. et al. The Effect of Austempering Temperature and Time Onto the Machinability of Austempered Ductile Iron. **Materials Science and Engineering**, v. 407, n. 1-5, p. 147-153, 2005.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos: Características Gerais, Tratamentos Térmicos, Principais Tipos**. 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2008. 600 p.

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. **DIN EN 1563: Spheroidal Graphite Cast Iron**. Berlin, 2005.

DIAS, J. F. **Estudo do Comportamento à Fadiga em Ferro Fundido Nodular Austemperado (ADI) Sujeito a Carregamento de Amplitude Variável**. 2006. 262 p. Tese (Doutorado) – Curso de Pós-Graduação em Engenharia de Estruturas da Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, MG. 2006.

GÓRNY, M.; TYRALA E.; LOPEZ H.; Effect of Copper and Nickel on the transformation kinetics of Austempered Ductile Iron. **Journal of Materials Engineering and Performance**, V.23, p.3505 -3510, 2014.

GUESSER, W. L. **Propriedades Mecânicas dos Ferros Fundidos**. 1. ed. São Paulo: Edgar Blucher, 2009. 344 p.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 945-1**: Microstructure of Cast Irons - Part 1: Graphite Classification by Visual Analysis. Germany: Iso, 2008. 19 p.

KIM, Y. J.; SHIN, H.; PARK, H.; LIM, J. D. Investigation Into Mechanical Properties of Austempered Ductile Cast Iron (ADI) in Accordance with Austempering Temperature. **Materials Letters**, v.62, n. 3, p. 357-360, 2008.

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

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

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

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

PUTATUNDA, S. K. Development of Austempered Ductile Cast Iron (ADI) with Simultaneous High Yield Strength and Fracture Toughness by a Novel Two-step Austempering Process. **Materials Science & Engineering**, v. 315A, n. 1, p. 70-80, 2001.

RABELO, A. **Aspectos Cinéticos das Transformações de Fase em Ferros Fundidos Nodulares Austemperados (adi) com Diferentes Teores de Silício**. Trabalho de Conclusão de Curso – Instituto Superior Tupy, Joinville, 2008.

RAMOS, D. S. **Estudo de Aspectos Cinéticos da Transformação Bainítica Incompleta em Ferros Fundidos Nodulares Austemperados**. Dissertação de Mestrado – Instituto Superior Tupy, Joinville, 2008.

RODRIGUES JÚNIOR, A. S. **Avaliação do Ferro Fundido Nodular Austemperado Aplicado a Facas Industriais para Trabalho a Frio**. 2013. 97 p. Dissertação (Mestrado) – Fundação Oswaldo Aranha do Campus Atarrado, Centro Universitário de Volta Redonda, RJ. 2013.

RODRIGUES, R. B. **Microestrutura e Propriedades Mecânicas de um Ferro Fundido Nodular ao Cu e Ni+Cu sob Condições Variáveis de Austêmpera**. 2016. 103p. Dissertação (Mestrado) – Curso de Mestrado Profissional em Engenharia Mecânica, Centro Universitário Sociesc, SC. 2016.

ROSA, E. **Análise de Resistência Mecânica: Mecânica da Fratura e Fadiga**. Florianópolis: Grante, 2002. 407 p. Disponível em: <<http://www.grante.ufsc.br/download/Fadiga/FADIGA-Livro-Edison-da-Rosa.pdf>>. Acesso em: 13 maio 2017.

SILVA, A. J. S. T. **Tempera e Partição em Ferros Fundidos Nodulares**. 2013. 132 p. Dissertação (Mestrado) – Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Universidade de São Paulo, SP. 2013.

SILVA, C. **Influência do Número de Nódulos de Grafita nas Propriedades Mecânicas do Ferro Fundido Nodular Austemperado**. 2005. 116 p. Dissertação (Mestrado) – Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, MG. 2005.

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

TRUDEL, A.; GAGNÉ, M. Effect of Composition and Heat Treatment Parameters on the Characteristics of Austempered Ductile Irons. **Canadian Metallurgical Quarterly**, v. 36, n. 5, p. 289 - 298, 1997.

YESCAS, M. A.; BHADSHIA, H. K. D. H. Model of the Maximum Fraction of Retained Austenite in Austempered Ductile Cast Iron. **Materials Science and Engineering**, p.60-66. 2001.