

PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DE MINAS GERAIS
Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica

Paulo Venuto dos Reis Neto

**ANÁLISE DO REVENIMENTO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E
MICROESTRUTURAIS DO FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO COM
MATRIZ FERRÍTICA**

Belo Horizonte

2017

Paulo Venuto dos Reis Neto

**ANÁLISE DO REVENIMENTO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E
MICROESTRUTURAIS DO FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO COM
MATRIZ FERRÍTICA**

Dissertação apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. José Rubens Gonçalves Carneiro

Belo Horizonte

2017

FICHA CATALOGRÁFICA

Elaborada pela Biblioteca da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais

R375a Reis Neto, Paulo Venuto dos
Análise do revenimento nas propriedades mecânicas e microestruturais do ferro fundido nodular austemperado com matriz ferrítica / Paulo Venuto dos Reis Neto. Belo Horizonte, 2017.
126 f. : il.

Orientador: José Rubens Gonçalves Carneiro
Dissertação (Mestrado) – Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais.
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.

1. Ferro fundido - Metalurgia. 2. Metais - Tratamento térmico. 3. Resistência de materiais. 4. Dureza. 5. Engenharia de materiais. I. Carneiro, José Rubens Gonçalves. II. Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.

SIB PUC MINAS

CDU: 669.1

Paulo Venuto dos Reis Neto

**ANÁLISE DO REVENIMENTO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E
MICROESTRUTURAIS DO FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO COM
MATRIZ FERRÍTICA**

Dissertação apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Prof. Dr. José Rubens Gonçalves Carneiro – PUC Minas (Orientador)

Prof. Dr. Gilmar Cordeiro da Silva – PUC Minas (Banca Examinadora)

Prof. Dr. Pedro Paiva Brito – PUC Minas (Banca Examinadora)

Prof. Dr. Hermano Nascimento Junior – FCA (Banca Examinadora Externo)

Belo Horizonte, 07 de Abril de 2017.

DEDICATÓRIA

A minha família por todo incentivo e apoio, em especial a minha esposa Gisele e aos meus pais Hélio e Neusa.

AGRADECIMENTOS

Agradeço principalmente a Deus, que guia meus pensamentos e ideias para que possa realizar meus sonhos.

Para o desenvolvimento e concretização desta dissertação contribuíram várias pessoas, das quais quero expressar os mais sinceros agradecimentos.

Num primeiro momento, quero agradecer ao meu orientador, Professor Doutor José Rubens Gonçalves Carneiro pela orientação acadêmica, estímulo, confiança, críticas construtivas, e momentos de reflexão que compartilhamos. A Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais e seus colaboradores pela dedicação e empenho para a realização deste trabalho.

Aos meus pais e minha esposa que me apoiaram e ajudaram no que foi possível neste projeto.

Agradeço ao Valdecir Aparecido de Siqueira, colaborador da empresa Metaltemper LTDA, que executou os tratamentos térmicos de austêmpera e compartilhou seus conhecimentos práticos.

A FCA (Fiat Chrysler Automobiles) e seus colaboradores na elaboração de ensaios mecânicos e obtenção de resultados que enriqueceram este estudo.

A FAPEMIG/CNPQ pelo apoio no desenvolvimento desta dissertação.

RESUMO

Os ferros fundidos nodulares austemperados (ADI – Austempered Ductile Iron) foram desenvolvidos a partir de ferros nodulares brutos de fundição, utilizando o tratamento térmico de austêmpera, com ganho de resistência mecânica, ductilidade e tenacidade. Os ferros fundidos nodulares brutos de fundição podem apresentar uma matriz ferrítica, ferrítica-perlítica ou perlítica. Este trabalho tem como objetivo o estudo e comparação dos tratamentos térmicos de austêmpera e revenimento na microestrutura e propriedades mecânicas do ferro fundido nodular de matriz ferrítica. Amostras foram extraídas de blocos fundidos padronizados para aplicação dos tratamentos térmicos de austêmpera e revenimento. O material foi aquecido a 900°C durante 60 minutos para austenitização, e então resfriado em um banho de austêmpera nas temperaturas de 260 e 380°C, onde permaneceram nos períodos de tempo de 1, 5, 7, 10, 15, 30, 60, 90 e 120 minutos antes do resfriamento em salmoura até a temperatura ambiente. Em seguida as amostras austemperadas por 15 minutos foram submetidas ao tratamento de revenimento em temperaturas de 200, 250, 300, 350, 400, 450, 500, 550, 600, 650 e 700°C nos tempos variando de 5 a 1440 minutos. As amostras foram analisadas por metalografia, microscopia eletrônica de varredura, difração por raios-X e ensaios mecânicos (Dureza Vickers e resistência à tração). Através da técnica de difração por raios-X foi possível avaliar a evolução da austenita e o seu teor de carbono em peso nas diferentes temperaturas e tempos de austêmpera e revenimento. Foi, também, possível fazer a modelagem matemática da dureza em função do tempo e temperatura de revenimento, conforme modelo proposto na literatura pesquisada.

Palavras-chave: Ferro fundido nodular. ADI. Matriz ferrítica. Revenimento. Ensaio mecânicos.

ABSTRACT

Austempered ductile cast irons (ADI - Austempered Ductile Iron) were developed from crude nodular cast iron, using austempering thermal treatment, with gain of mechanical strength, ductility and toughness. The ductile cast irons may have a ferritic, ferritic-pearlitic or pearlitic matrix. This work has the objective of studying and comparing the influence of austempering and tempering thermal treatments on the microstructure and mechanical properties of crude nodular cast iron (gross). Samples were extracted from standard cast blocks for the application of thermal treatments of austempering and tempering. The material was heated at 900°C for 60 minutes for austenitization, and then cooled in a temperature bath at 260°C and 380°C, where they remained in the time periods of 1, 5, 7, 10, 15, 30, 60, 90 and 120 minutes before cooling in brine to room temperature. Then the samples were subjected to the tempering treatment at temperatures of 200, 250, 300, 350, 400, 450, 500, 550, 600, 650 and 700°C at times ranging from 5 to 1440 minutes. The samples were analyzed by metallography, scanning electron microscopy, X-ray diffraction and mechanical tests (Vickers hardness and tensile strength). By means of the X-ray diffraction technique, it was possible to evaluate the evolution of austenite and its carbon content by weight at different temperatures and times of austempering and tempering. It was also possible to make the mathematical modeling of hardness as a function of time and temperature of tempering, according to the model proposed in the researched literature.

Keywords: Ductile cast iron. ADI. Ferritic matrix. Tempering. Mechanical tests.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 - Propriedades mecânicas do ADI (300°C).	39
FIGURA 2 - Micrografias do ADI – a, b, c) 3,66% Si; d, e, f) 3,80% Si (Aumento 500x).	40
FIGURA 3 - Influência dos patamares de austenitização e austêmpera nas propriedades do ADI.....	41
FIGURA 4 - Curva TTT desenvolvida através do método indireto de dureza.	42
FIGURA 5 - Evolução das frações transformadas em função do tempo.	44
FIGURA 6 - Evolução da transformação da austenita em ferrita acicular.....	45
FIGURA 7 - Difração por raios-X; (a) ADI e (b) ADI revenido.....	46
FIGURA 8 - Perfil de durezas para os tempos e temperaturas de revenimento aplicados ao material.....	48
FIGURA 9 - Micrografia da amostra austemperada a 320 °C por 15 minutos.	49
FIGURA 10 - ADI revenido a 600C: (a) 20 minutos e (b) 60 minutos.	49
FIGURA 11 - Microestruturas típicas dos ferros fundidos mais comuns: a) ferro fundido cinzento; b) ferro fundido nodular; c) ferro fundido vermicular e d) ferro fundido branco.....	51
FIGURA 12 - Microestruturas típicas do ferro fundido nodular: (a) ferrítica, (b) ferrítica-perlítica e (c) perlítica.	52
FIGURA 13 - Propriedades mecânicas em função da matriz: ferrítica, perlítica e ferrítica-perlítica.....	54
FIGURA 14 - Formas degeneradas de grafita no ferro fundido nodular.	56
FIGURA 15 - Mecanismos do crescimento da grafita.....	57
FIGURA 16 - Imagem tridimensional obtida em microscópio ótico, mostrando o crescimento radial da grafita.	57
FIGURA 17 - Variação da energia livre de Gibbs em função do raio do núcleo e determinação do raio crítico.	59
FIGURA 18 - Representação esquemática dos processos de nodularização por “tundish cover” (A) e por “sanduíche” (B).	60
FIGURA 19 - Exemplo processo de nodularização por “arame recheado”.....	61
FIGURA 20 - Diagrama de fases Fe-C, apresentando os eutéticos, estável e metaestável.....	63
FIGURA 21 - Diagramas de fase Fe-C-Si com teor de 4% Si.	65

FIGURA 22 - Microestrutura típica do ADI.....	67
FIGURA 23 - Comparativo entre ferros fundidos nodulares com diferentes tratamentos térmicos como a resistência à tração em função do alongamento para diferentes estruturas de matriz.	68
FIGURA 24 - Ilustração esquemática de um ciclo típico do tratamento térmico de austêmpera.	70
FIGURA 25 - Diagrama esquemático da janela de processo.	73
FIGURA 26 - Mecanismo de nucleação da ferrita no ADI.	73
FIGURA 27 - Fluxograma básico dos procedimentos realizados.	79
FIGURA 28 - Dimensões do corpo de prova tipo dupla quilha.	80
FIGURA 29 - Impressão Vickers e medição das diagonais.	84
FIGURA 30 - Corpo de prova para ensaio de tração.....	85
FIGURA 31 - Microestrutura da amostra no estado bruto de fusão com reagente Nital 2%(20X).	91
FIGURA 32 - Micrografia (MEV) do FFN bruto de fusão.	92
FIGURA 33 - Micrografia (MEV) das superfícies de fratura do FFN 1 e FFN4.	94
FIGURA 34 - Gráfico de dureza versus tempo de austêmpera.	95
FIGURA 35 - Micrografia de amostras de ADI a 260°C– A) 5 minutos, B) 15 minutos e 30 minutos (Nital 2% e aumento de 50x).....	96
FIGURA 36 - Espectros da difração com as principais fases presentes nas amostras de ADI 260°C: A) 1 minuto, B) 15 minutos e C) 30 minutos.....	98
FIGURA 37 - Fração de austenita retida e carbono dissolvido na austenita em função do tempo de austêmpera (260°C) do FFN.	99
FIGURA 38 - Fração de austenita retida e carbono dissolvido na austenita em função do tempo de austêmpera (320°C) do FFN.	99
FIGURA 39 - Micrografia de amostras de ADI a 380°C – A) 7 minutos, B) 15 minutos (Nital 2% e aumento de 50x).	100
FIGURA 40 - Microestrutura do ADI nas temperaturas: A) 260°C e B) 385°C.	101
FIGURA 41 - Influência da temperatura de austêmpera nas propriedades mecânicas do FFN.	102
FIGURA 42 - Perfil de dureza do ADI revenido por 1 hora.....	103
FIGURA 43 - Micrografias de amostras de ADI revenidos em função do tempo (260°C A, B e C) (Nital 2% e aumento de 50x).	104

FIGURA 44 - Espectros da difração de raios-X com as principais fases presentes nas amostras de ADI 260°C 15 minutos e revenido por 1 hora – Temperatura de revenimento: A) 250°C, B) 500°C e C) 700°C.....	106
FIGURA 45 - Influência da temperatura de revenimento nas propriedades mecânicas do material: A) ADI 260°C e B) ADI 380°C.....	108
FIGURA 46 - Micrografia (MEV) do ADI revenido.....	109
FIGURA 47 - Modelamento das curvas de revenimento.	110
FIGURA 48 - Perfil de durezas para os tempos e temperaturas de revenimento aplicados ao ADI 260°C com o ajuste $H = a + b \log(t)$ – Equação (14).....	111
FIGURA 49 - Determinação do valor de $dH1dT$ ADI 260°C.	112
FIGURA 50 - Determinação do valor de $dH1dT$	113
FIGURA 51 - Perfil de durezas para os tempos e temperaturas de revenimento aplicados ao adi 380°C com o ajuste $h = a + b \log(t)$: equação (14).....	114
FIGURA 52 - Determinação do valor de $dH1dT$ ADI 380°C.	115
FIGURA 53 - Valores obtidos para constante C	116
FIGURA 54 - Curva obtida através do modelamento no Aço 42 CrMo.....	117
FIGURA 55 - Dureza do ADI 260°C por 15 minutos e revenido.....	117

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 - Composição química do ADI.	38
TABELA 2 - Resistência à tração do ferro fundido nodular bruto e austemperado. ..	42
TABELA 3 - Metalografia do procedimento experimental.	43
TABELA 4 - Propriedades mecânicas em estado bruto e após austêmpera.	43
TABELA 5 - Durezas das amostras.	47
TABELA 6 - Propriedades mecânicas do ADI e ADI revenido.	47
TABELA 7 - Relação de dureza e limite de resistência.	50
TABELA 8 - Propriedades de ferros fundidos nodulares.	53
TABELA 9 - Classificação do ferro fundido nodular.	54
TABELA 10 - Classificação do ADI.	69
TABELA 11 - Transformações de estado sólido no ciclo de austêmpera.	69
TABELA 12 - Tratamento de austêmpera.	82
TABELA 13 - Tratamento de revenimento.	82
TABELA 14 - Metalografia.	83
TABELA 15 - Relação dos corpos de prova para ensaios de tração.	85
TABELA 16 - Difração por raios-X.	87
TABELA 17 - Composição química da liga fundida.	91
TABELA 18 - Resultados de ensaios mecânicos do material no estado bruto.	92
TABELA 19 - Propriedades mecânicas ferro fundido nodular (SSDI).	93
TABELA 20 - Propriedades mecânicas FFN ferrítico.	93
TABELA 21 - Resultados do ensaio de dureza do material austemperado.	94
TABELA 22 - Resultados difração por raios-X ADI 260°C.	97
TABELA 23 - Resultado do ensaio de tração do ADI.	101
TABELA 24 - Resultado dos ensaios de dureza do ADI (260 e 380°C) revenido.	102
TABELA 25 - Resultados difração por raios-X do ADI 260°C por 15 minutos e revenido por 1 hora.	105
TABELA 26 - Resultado do ensaio de tração do ADI revenido.	107
TABELA 27 - ADI 260°C revenido: <i>C</i> médio.	113
TABELA 28 - ADI 380°C revenido: <i>C</i> médio.	115
TABELA 29 - Ajuste da dureza para o ADI 260°C 15 minutos e revenido.	118

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ADI	- Austempered Ductile Iron.
AFS	- American Foundry Society.
ASM	- American Society Manufacture.
ASTM	- American Society for Testing and Materials.
CCC	- Cúbico de corpo centrado.
CFC	- Cúbico de face centrada.
FFN	- Ferro fundido nodular.
HB	- Hardness Brinell (Dureza).
HV	- Hardness Vickers (Dureza).
JMAK	- Johnson – Mehl – Avrami – Kolmogorov.
LE	- Limite de escoamento (MPa).
LR	- Limite de resistência (MPa).
MEV	- Microscópio Eletrônico de Varredura.
MO	- Microscópio Ótico.
SSDI	- Solution strengthened ductile iron.

LISTA DE SÍMBOLOS

C	Constante.
C_{eq}	Carbono equivalente.
y	Fração transformada (%).
H	Dureza instantânea após tempo τ (HV).
H_0	Dureza inicial após austêmpera (HV).
H_1	Dureza inicial após tempo de revenimento de 1 hora (HV).
T	Temperatura (K).
τ	tempo (s).
P	Parâmetro de revenimento.
K_T	Fator de conversão.
a, b, c	Ajuste.
ΔG	Energia livre de Gibbs.
ΔH	Varição de entalpia.
ΔS	Varição de entropia.
N	Carga normal (N).
n_1	Número de voltas.
n_2	Número de amostras.
σ_R	Limite de resistência (kgf/mm ²).
P_m	Carga máxima de tração (kgf).
S_0	Área inicial do corpo de prova de tração (mm ²).
R	Constante universal dos gases.
Δl	Alongamento.
l_0	Comprimento inicial do corpo de prova de tração (mm).
l_{ff}	Comprimento final do corpo de prova de tração (mm).
D_{cp}	Diâmetro do corpo de prova (m).
σ	Desvio padrão.
k	Constante da cinética da velocidade de transformação.
n	Relacionado com a geometria de crescimento.
L	Largura de faixa (m).

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	33
1.1	<i>Objetivo geral</i>.....	34
1.1.2	Objetivos específicos.....	35
1.2	Justificativa	35
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	37
2.1	Influência do silício no ferro fundido nodular	37
2.2	Austêmpera	38
2.3	Cinética da transformação de fases	44
2.4	Revenimento	46
3	FUNDAMENTOS TEÓRICOS	51
3.1	Ferro fundido nodular	51
3.2	Metalurgia do ferro fundido nodular	55
3.2.1	Morfologia da grafita no ferro fundido nodular	55
3.2.2	Conceitos sobre nucleação	58
3.2.3	Método de nodularização.....	60
3.2.4	Método de inoculação	61
3.2.5	Solidificação do ferro fundido nodular	63
3.3	Ferro fundido nodular austemperado	66
3.3.1	Austêmpera	70
3.3.2	Revenimento	74
3.3.2.1	Modelagem matemática do revenimento	75
4	METODOLOGIA.....	79
4.1	Material no estado bruto de fundição	80
4.2	Preparação das amostras	81
4.3	Tratamentos térmicos	81
4.3.1	Austêmpera	81
4.3.2	Revenimento	82
4.4	Ensaio metalográficos.....	82
4.5	Ensaio mecânicos	83
4.5.1	Ensaio de dureza	83
4.5.2	Ensaio de tração	84
4.6	Difração de raios-X.....	87
4.7	Modelo matemático para o revenimento	89

5	ANÁLISE DE RESULTADOS	91
5.1	Material no estado bruto	91
5.2	Material austemperado.....	94
5.3	Material austemperado e revenido.....	102
5.3.1	Modelagem matemática do revenimento para o ADI.....	110
6	CONCLUSÃO.....	119
7	SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS.....	121
	REFERÊNCIAS.....	123

1 INTRODUÇÃO

Os ferros fundidos tiveram suas aplicações limitadas devido a algumas de suas propriedades mecânicas, as baixas ductilidade e tenacidade, mas a necessidade e busca por materiais que combinassem a tenacidade do aço com a facilidade de fabricação, por fundição, do ferro fundido levou a indústria metalúrgica, nos últimos anos, a desenvolver processos que aperfeiçoem a sua produção assim como o desenvolvimento de suas propriedades mecânicas (GUESSER, 2009). Desde o início da fabricação das primeiras peças de ferro fundido nodular, muitas pesquisas e desenvolvimentos têm sido feitos no intuito de aprimorar a tecnologia de fabricação e a criação de novas classes (YANG; PUTATUNDA, 2005). A fabricação dos ferros fundidos nodulares com microestruturas relativamente tenazes dá a eles grandes oportunidades no mercado.

O desenvolvimento do conhecimento relativo à solidificação dos ferros fundidos nodulares acelerou-se com o desenvolvimento da análise térmica e resfriamento brusco durante o intervalo de solidificação, que permitiram caracterizar os mecanismos que atuam na nucleação/crescimento da grafita a partir do ferro líquido. Dentre os ferros fundidos nodulares, os ferros fundidos de matriz ferrítica têm ganhado notoriedade devido ao elevado alongamento, resistência a choques e boa usinabilidade. Para que se possa obter o ferro fundido nodular ferrítico no estado bruto de fusão, algumas variáveis de processo são importantes, tais como composição química e intervalos de tempo e temperatura de resfriamento (GUESSER, 2009). Processos mais eficientes de nodularização foram desenvolvidos, possibilitando um maior rendimento das ligas nodularizantes e novos conhecimentos foram adquiridos pelos fundidores. A soma destes e outros fatores impulsionaram o crescimento da aplicação deste produto. A indústria eólica desenvolveu recentemente componentes de ferro fundido nodular de alto teor de silício aproximadamente 4% (matriz ferrítica), com maior resistência mecânica se comparada ao GGG40 (DIN 1693), designado como SSDI (Solution strengthened ductile iron) (GONÇALVES, 2015).

Como objeto deste estudo, o ferro fundido nodular de matriz ferrítica no seu estado bruto de fusão é submetido inicialmente ao tratamento térmico de austêmpera, que consiste na elevação da temperatura do ferro fundido nodular até a temperatura de austenitização (Forno de indução). Em seguida, o material é

resfriado rapidamente em banho de sal, até a temperatura de austêmpera. Após um determinado tempo, o material é resfriado em salmoura até a temperatura ambiente. Neste momento o ferro fundido nodular austemperado fica conhecido também por ADI (Austempered Ductile Iron) (PUTATUNDA, 2001). Os parâmetros em que ocorre o tratamento de austêmpera, como o tempo e temperatura de austenitização, tempo de resfriamento, tempo e temperatura de austêmpera são de fundamental importância na determinação das propriedades mecânicas do ADI, bem como as ligas que compõem o ferro fundido nodular.

O revenimento é um tratamento térmico aplicado ao material após a austêmpera, pois remove os efeitos indesejáveis que esta produz. A associação da microestrutura ferrítica com a microestrutura austenítica é o que confere ao ADI a ductilidade. Entretanto, isto causa alguns problemas. A microestrutura austenítica possui uma taxa de endurecimento de trabalho mais elevada que a ferrítica, transformando-se, quando solicitada plasticamente, em martensita (PUTATUNDA et al, 2006; FRANÇA; SILVA; CARNEIRO, 2015).

Os parâmetros de processo que afetam a cinética da austêmpera/revenimento devem ser conhecidos e, também as suas interrelações de modo a determinar as propriedades mecânicas após tratamentos. Na austêmpera, a austenita se transforma em ausferrita (Austenita de alto carbono + ferrita acicular) e no revenimento a ausferrita se transforma em ferrita. A cinética destas transformações deve ser conhecida no sentido de melhorar propriedades mecânicas, ampliando, assim, o campo de utilização de ligas austemperadas (RIOS; PADILHA, 2007) e revenidas. Podem-se observar essas transformações em cada processo de tratamento térmico através de técnicas experimentais como metalografia, microscopia ótica, microscopia eletrônica por varredura, difração de raios-X, e de técnicas indiretas tais como dureza.

1.1 Objetivo geral

Avaliar a influência dos tratamentos térmicos de austêmpera e revenimento no ferro fundido nodular bruto de fundição, em função da microestrutura e propriedades mecânicas do ferro fundido nodular austemperado a 260 e 380°C no tempo de quinze minutos e revenido nas temperaturas de 200, 250, 300, 350, 400, 450, 500, 550, 600, 650 e 700°C nos tempos de 5 minutos a 24 horas.

1.1.2 *Objetivos específicos*

- a) Obter e comparar a microestrutura e propriedades mecânicas de dureza e tração do ferro fundido nodular bruto de fusão, austemperado e ADI revenido;
- b) Modelar as curvas de revenimento do material do ferro fundido nodular austemperado conforme modelo proposto Wan, Xiong e Suo, 2005.

1.2 **Justificativa**

Observa-se que ferros fundidos nodulares apresentam potencial comercial relevante, e o crescente desenvolvimento de ligas com propriedades diversas, permite a exploração desse potencial. Reduzir custos sem alterar padrões de qualidade e propriedades dos materiais, em uma economia que se apresenta gradativamente tão globalizada, é um dos principais desafios enfrentados pela indústria, para manter a competitividade no mercado.

Os ferros fundidos nodulares possuem excelentes propriedades mecânicas, que permitem varias aplicações na engenharia. A difusão do conhecimento sobre os ferros fundidos nodulares permite o entendimento das alterações estruturais e das propriedades desse material em função das variáveis dos processos de fundição e posteriores como os tratamentos térmicos. A análise sistemática das alterações de microestrutura e propriedades mecânicas em função da cinética das transformações decorrentes desses tratamentos justifica cientificamente a realização deste trabalho.

O ferro fundido é um dos materiais mais utilizados em diversos ramos industriais. Apesar das propriedades mecânicas dos ferros fundidos serem inferiores às dos aços, através de adição de elementos de ligas e/ou tratamentos térmicos consegue-se bons resultados. O estudo apresentado tem como foco a investigação da influência do revenimento na microestrutura e propriedades mecânicas do ferro fundido nodular bruto, austemperado (ADI), ADI revenido de matriz ferrítica. Para assim avaliar melhores aplicações desse material no ramo industrial. Visto que, o ferro fundido possui custos de fabricação menores que as ligas de aço.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A partir da literatura disponível, é evidente que tentativas têm sido feitas para compreender e prever os comportamentos de ferro fundido nodular austemperado. O que inclui o estudo da morfologia da grafita e sua evolução, a resposta da estrutura da matriz ao tratamento térmico, estrutura e correlação de suas propriedades mecânicas e possíveis aplicações. Uma breve revisão de literatura nesta área é apresentada a seguir.

2.1 Influência do silício no ferro fundido nodular

Ângelo Junior (2003) concluiu em seus estudos sobre caracterização do ferro fundido nodular, que o teor de silício aumenta o intervalo de temperatura em que a austenita e ferrita coexistem e influencia diretamente na atividade do carbono e no número de nódulos de grafita, de modo que a formação de ferrita é favorecida.

Alhussein et al., (2014), comentam que o aumento do silício não afeta o tamanho médio dos grãos e que o efeito combinado da segregação do silício e defeitos de fundição é responsável pela mudança na ductilidade e resiliência do material. Assim, os autores deste estudo explicaram a importância da composição química, e em particular, o teor de silício na iniciação e propagação de fissuras em ferros nodulares com matriz ferrítica.

Glavas, Strkalj e Stojakovic (2016) estudaram no ferro fundido nodular a influência do teor de silício de 3,1 a 5,4% em peso na resistência à tração, dureza e energia de impacto. Verificou-se que o silício endurece a ferrita, resultando num aumento da resistência à tração. Com o aumento do teor de silício até 4,22% em peso, a energia de impacto e o alongamento diminuem e a dureza aumenta. Uma vez que os ferros nodulares ferríticos ligados e reforçados pelo silício têm uma razão LE/LR mais elevada e um maior alongamento do que os ferríticos-perlíticos e perlíticos com o mesmo nível de resistência à tração, concluíram que essas propriedades mecânicas têm aplicações onde é necessária a tenacidade a baixas temperaturas.

2.2 Austêmpera

Austenitização é o aquecimento do ferro fundido nodular bruto até a região de austenita. Nessa etapa, pode haver o enriquecimento da austenita através da difusão do carbono da grafita. Krzyńska e Kocharński (2014 A) pesquisaram sobre essa difusividade do carbono da grafita para a austenita. Neste estudo, realizaram o processo de austenitização a 900°C no intervalo de tempo entre 5 e 240 minutos. A composição química do ferro nodular bruto de fusão utilizado foi 3,25% C; 3,80% Si; 0,32% Mn; 0,032% P; 0,012% S; 0,026% Cr; 0,26% Cu e 0,056% Mg. A temperatura de austenitização de 900°C foi escolhida de modo a assegurar a saturação máxima da austenita em carbono e evitar o crescimento de grãos de austenita. Para uma melhor interpretação dos resultados realizaram também ensaios de dureza nas amostras. Concluíram que durante a etapa de austenitização na austêmpera do ferro fundido nodular ferrítico a uma temperatura de 900°C, possivelmente houve saturação da austenita em carbono, mas o tempo necessário para o mesmo não deve ser inferior a 90 minutos. Concluíram, também, que nos nodulares ferríticos, alguma quantidade de ferrita aparece na matriz causada pela precipitação da fase próeutetoide e a maior dureza desta ferrita é resultado provavelmente do endurecimento da solução sólida causada por átomos de silício.

Krzyńska e Kocharński (2014 B) compararam as propriedades mecânicas do ADI com duas composições químicas distintas, conforme Tabela 1.

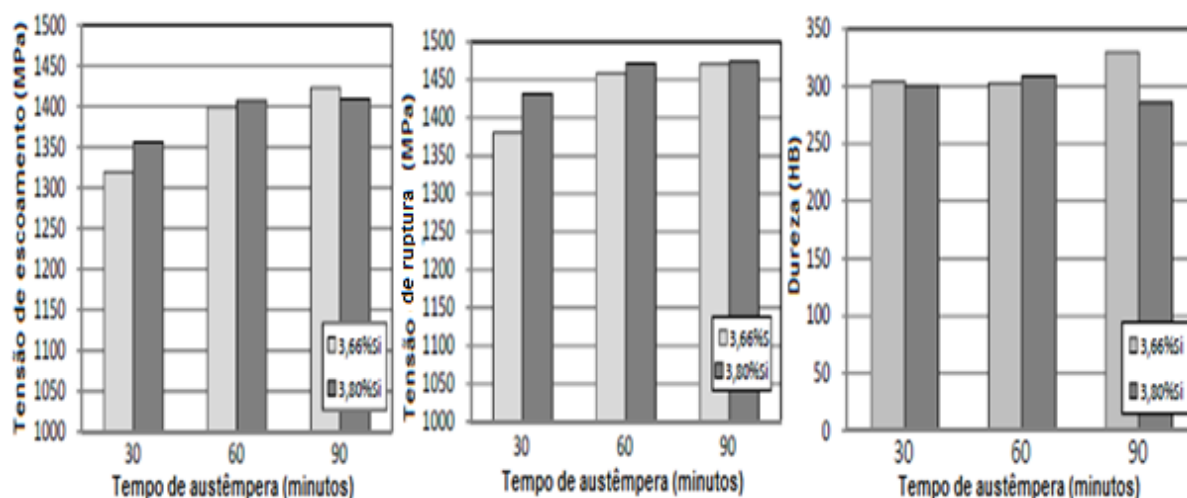
Tabela 1 - Composição química do ADI.

Material	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Cr (%)	Cu (%)	Mg (%)
1	3,27	3,66	0,28	0,041	0,008	0,021	0,229	0,059
2	3,25	3,80	0,32	0,031	0,012	0,026	0,260	0,056

Fonte: KRZYNSKA; KOCHANSKI, 2014. Adaptado pelo autor.

A austenitização ocorreu a 900°C por duas horas e a austêmpera na temperatura de 300°C por 30, 60 e 90 minutos. Obtiveram os seguintes resultados como mostra a Figura 1.

Figura 1 - Propriedades mecânicas do ADI (300°C).

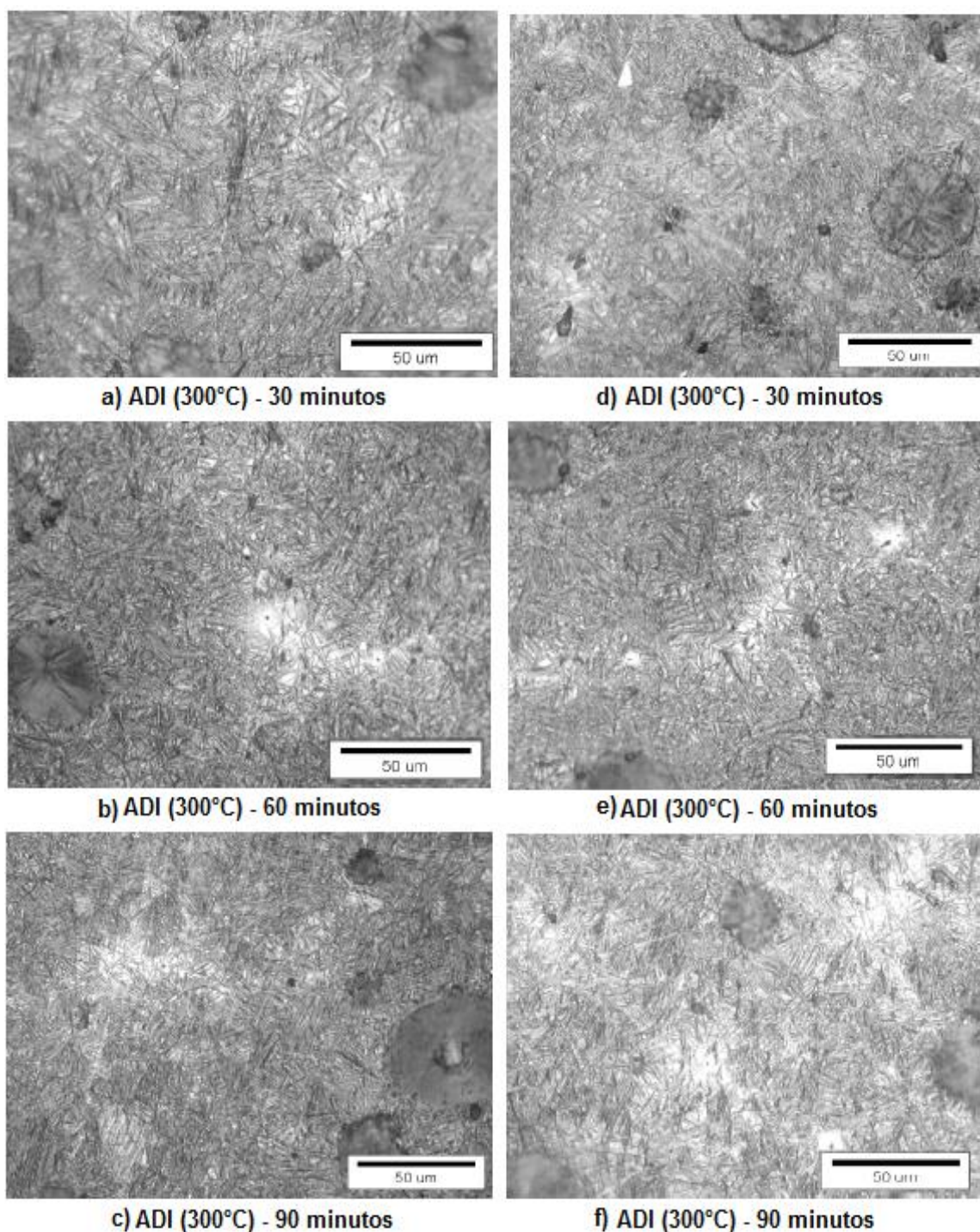


Fonte: KRZYŃSKA; KOCHAŃSKI, 2014. Adaptado pelo autor.

O ADI (300°C) apresenta variações do limite de escoamento e de resistência à tração em função do tempo de austêmpera sendo que, em ambos os materiais, as tensões de escoamento e resistência à tração aumentaram em função do tempo. Existem pequenas diferenças entre eles, a resistência à tração de 50 MPa maior no teor de 3,80% Si em relação ao teor 3,66% Si no tempo de 30 minutos. Nos resultados das medições de dureza realizadas pode-se afirmar que, não há diferença substancial entre eles.

Na Figura 2, observam-se as microestruturas características do ADI que não mudaram com o tempo de austêmpera. A matriz é uma mistura de agulhas finas de ferrita acicular em um fundo de austenita retida (cor clara). Perceberam uma ocorrência pequena de austenita retida e a não ocorrência de martensita em função dos tempos observados, embora, em alguns locais fossem identificados carbonetos (Figura 2d). As observações não permitiram identificar qualquer diferença razoável entre os constituintes da matriz metálica.

Figura 2 - Micrografias do ADI: a, b, c) 3,66% Si; d, e, f) 3,80% Si (Aumento 500x).

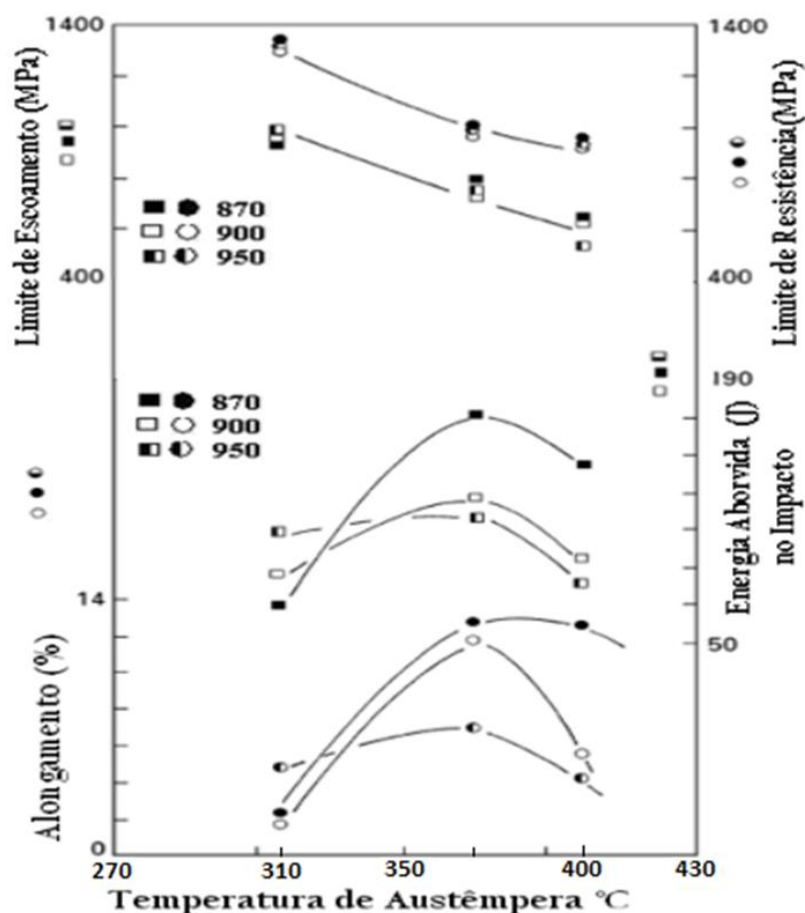


Fonte: KRZYŃSKA; KOCHAŃSKI, 2014. Adaptado pelo autor.

Concluíram que a aplicação do tratamento térmico de austêmpera para a fabricação de ADI pode ser aplicado em nodulares de matriz ferrítica, em função das propriedades mecânicas adquiridas, comparáveis com as que podem ser encontradas na norma ASTM para ADI com matriz convencional.

Bahmani, Elliott e Varahram (1997) avaliaram as propriedades mecânicas do ADI de composição no estado bruto de fusão: 3,5% C; 2,6% Si; 0,48% Cu; 0,96% Ni; 0,27% Mo; 0,25% Mn e matriz ferrítica-perlítica, numa mesma temperatura de austenitização. Quanto maior a temperatura de austêmpera, menor será o limite de resistência e em alguns casos maior o alongamento como mostra a Figura 3.

Figura 3 - Influência dos patamares de austenitização e austêmpera nas propriedades do ADI.



Fonte: BAHMANI et al, 1997. Adaptado pelo autor.

Temperaturas de austêmpera superiores (300 a 450°C), facilitam a difusão do carbono da ferrita para a austenita, formando uma estrutura grosseira. Para temperaturas menores (200 a 300°C), há a formação de um número grande de agulhas de ferrita menores, dificultando a difusão do carbono.

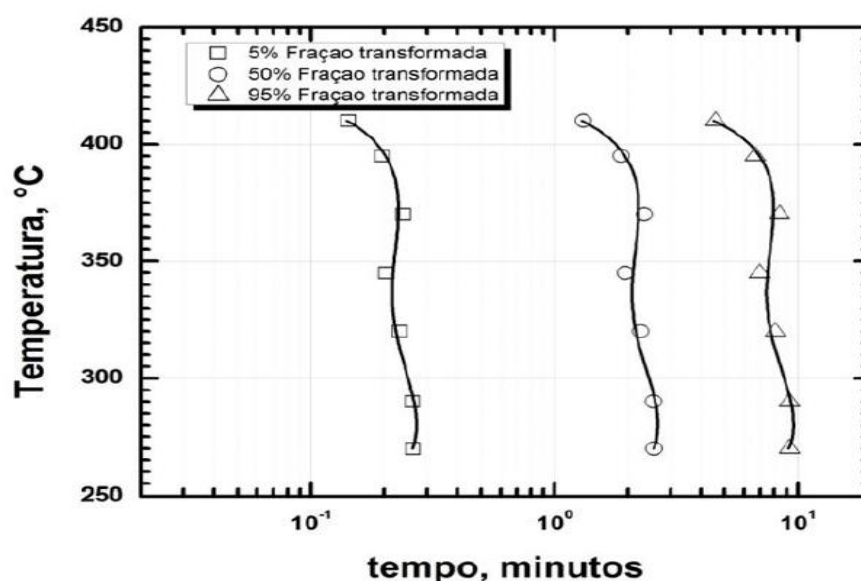
França et al., (2012) obtiveram através de ensaios, a resistência à tração do ADI sem elementos de ligas e de matriz ferrítica-perlítica bruto de fusão e austemperado a 320°C por 30 minutos (Tabela 2).

Tabela 2 - Resistência à tração do ferro fundido nodular bruto e austemperado.

Material	LR (MPa)	LE (MPa)	Alongamento (%)
Bruto de fusão	539	371	16,4
ADI	1412	1133	4,8

Fonte: FRANÇA et al, 2012. Adaptado pelo autor.

Elaboraram uma curva TTT (Figura 4) para o ADI sem elementos de ligas e de matriz ferrítica-perlítica por meio do método indireto de dureza nas temperaturas de austêmpera de 420, 390, 345, 320, 290 e 270°C. Concluíram que o tempo máximo para o estágio I onde há a decomposição de martensita em ferrita acicular e austenita retida foi de 10 minutos.

Figura 4 - Curva TTT desenvolvida através do método indireto de dureza.

O estudo realizado por Dias et al., (2012) no sentido de analisar o efeito nas propriedades de fadiga quando da redução do tempo de austêmpera de 90 minutos para 36 minutos à temperatura de 360°C. Comprovou-se a presença da austenita menos estável e maior resistência a fadiga, assim como a diminuição do tempo de austêmpera não alterou significativamente a taxa de propagação da trinca por fadiga. Estes resultados mostram que a estabilidade da austenita afeta a fase de iniciação da trinca, mas que esta estabilidade não tem nenhum efeito aparente sobre a fase de propagação da fissura. A redução do tempo de austêmpera não degrada as

propriedades ou taxas de propagação de trinca do ADI, logo, há evidências de que a redução do tempo de austêmpera aumenta a resistência a fadiga total em amplitudes de tensão comuns, encontrados em aplicações do ADI.

Vasko (2012) avaliou a influência da austêmpera na microestrutura e propriedades mecânicas de um ferro nodular de composição química 2,78% C; 4,69% Si; 0,49% Mn; 0,017% S; 0,05% P; 0,92% Cu; 1,10% Ni; 0,044% Mg. O tratamento térmico ocorreu com temperatura de austenitização de 920°C por 30 minutos e austêmpera em 420, 380, 320 e 250°C com tempos variando de 30 a 300 minutos. Através de microscopia ótica, foram obtidas e quantificadas as fases da microestrutura conforme Tabela 3.

Tabela 3 - Metalografia do procedimento experimental.

Amostra	Nódulos de grafita (mm²)	% Ferrita	% Austenita retida
Bruto	205,4	57	-
420°C/ 60 min.	192,6	-	25,2
380°C/ 60 min.	198,1	-	38,8
320°C/ 60 min.	198,1	-	32,5
250°C/ 60 min.	222,0	-	30,0

Fonte: VASKO, 2012. Adaptado pelo autor.

O teor da austenita retida, analisado por difração dos raios-X, diminuiu com a temperatura de transformação no mesmo de tempo na austêmpera. As propriedades mecânicas de resistência à tração e dureza cresceram com o decréscimo na temperatura de austêmpera (Tabela 4).

Tabela 4 - Propriedades mecânicas em estado bruto e após austêmpera.

Amostra	LR (MPa)	HV
Bruto	722	278
420°C/ 60 min.	980	377
380°C/ 60 min.	1040	388
320°C/ 60 min.	1164	448
250°C/ 60 min.	1551	500

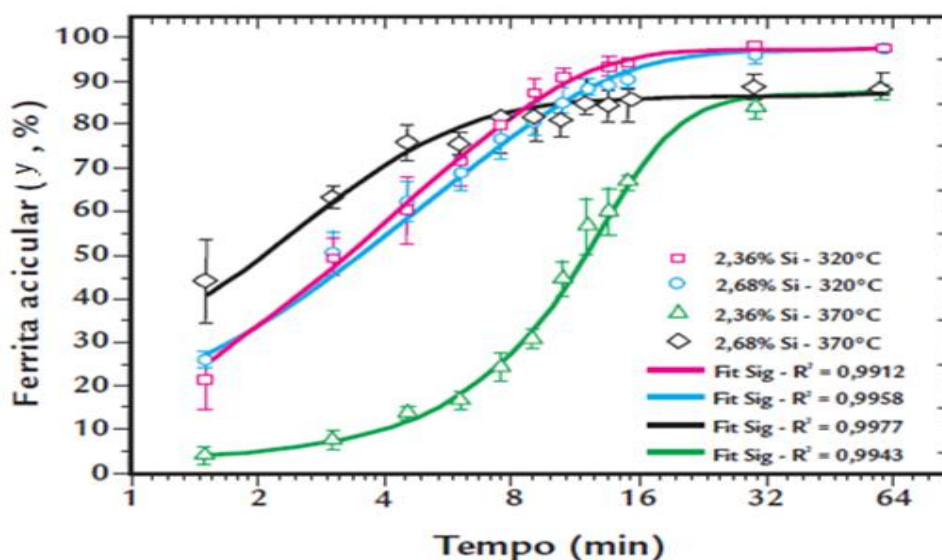
Fonte: VASKO, 2012. Adaptado pelo autor.

2.3 Cinética da transformação de fases

Hupalo et al., (2012) estudaram a cinética de transformação na austêmpera do ferro fundido nodular em ligas com 2,36 e 2,68% Si, temperatura da austenitização a 900°C por 90 minutos e temperatura da austêmpera de 320 e 370°C em tempos variando entre 1 e 60 minutos. Os valores da fração volumétrica de ferrita bainítica ou acicular por microscopia óptica compararam com aqueles determinados por difração de raios-X.

O gráfico da Figura 5 apresenta a curva da cinética de transformação bainítica incompleta obtida após tratamentos isotérmicos a 320 e 370°C, para os teores de silício de 2,36% e 2,68%. Neste gráfico foi possível avaliar a influência da temperatura de transformação e do teor de silício na evolução das frações volumétricas de ferrita bainítica ou acicular, determinadas por microscopia óptica, em relação ao tempo.

Figura 5 - Evolução das frações transformadas em função do tempo.



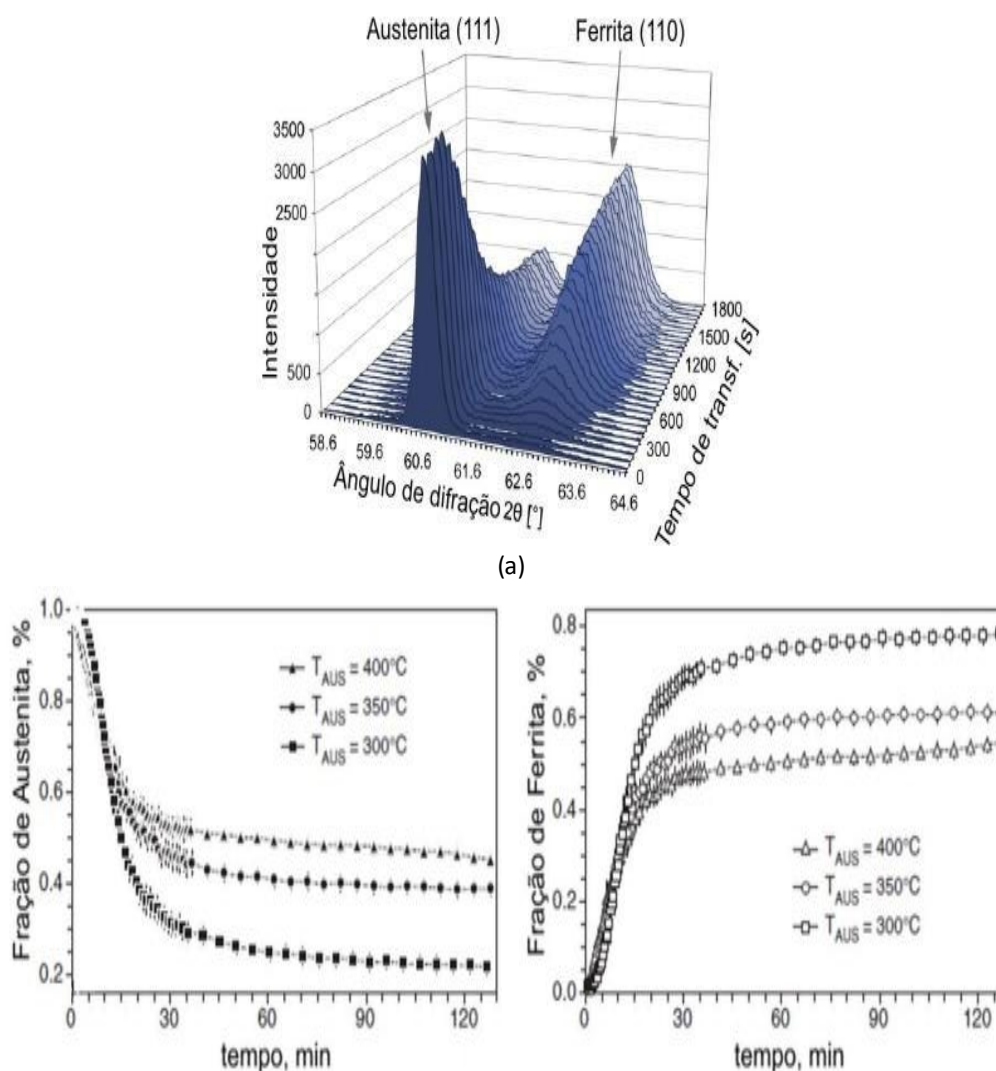
Fonte: HUPALO et al, 2012.

Os resultados obtidos mostram que, a partir de aproximadamente 30 minutos de austêmpera, as quantidades de ferrita praticamente não mudam, caracterizando o início da chamada "janela de processo". Não foi detectada a presença de martensita em amostra austemperada por 30 minutos e resfriada ao ar até a temperatura ambiente. A austenita é termodinamicamente estável o suficiente para

evitar a formação de martensita durante o resfriamento, o que poderia comprometer as propriedades e a aplicação do material. Em termos práticos, esses resultados podem representar redução de tempo e de custo na fabricação do ADI, já que na prática, são utilizados tempos de austêmpera em torno de 90 minutos.

Méier et al., (2013) estudaram a cinética de transformação de fases no ferro fundido nodular ligado com 0,42% Mn após ciclo térmico da austêmpera. Utilizando a técnica de difração por nêutrons, nas temperaturas de austêmpera de 300, 350 e 400°C, observou-se a evolução na transformação da austenita retida em ferrita acicular e esta é quase instantânea em elevadas temperaturas de austêmpera (Figura 6).

Figura 6 - Evolução da transformação da austenita em ferrita acicular.



Fonte: Méier et al., 2013.

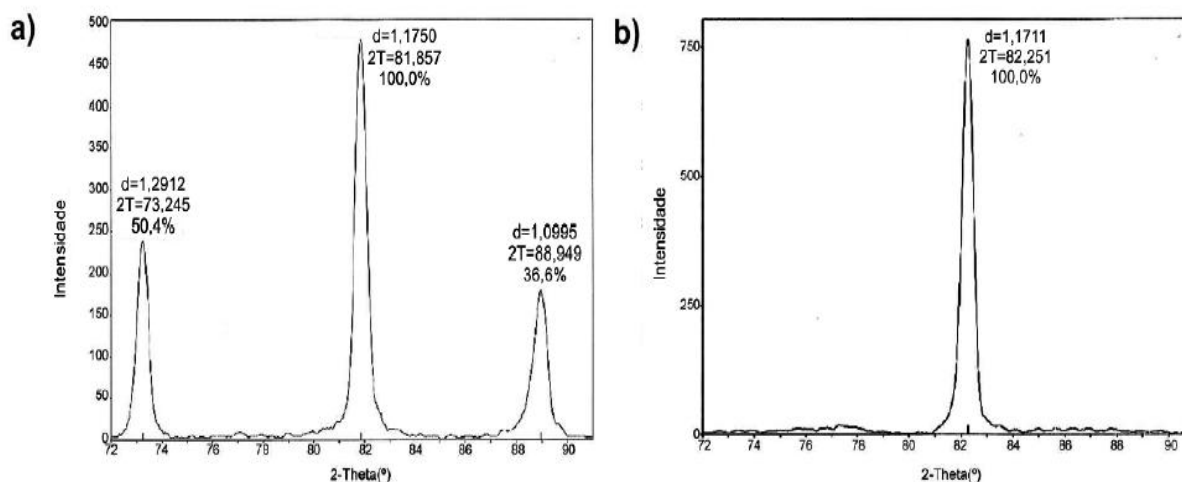
A transição entre o estágio I e o estágio II, onde a ferrita acicular e a austenita retida se transformam em ferrita equiaxial mais carbonetos ocorre quando a temperatura de austêmpera é igual a 400°C. A transformação de fase acontece na mesma taxa entre as temperaturas de 300 e 400°C, mas a redistribuição do carbono na austenita ocorre em um intervalo de tempo maior.

2.4 Revenimento

Com o propósito de minimizar os efeitos da austêmpera em função da mudança de uma matriz ferrítica para uma matriz austenítica, que pode ser tornar instável com a solicitação mecânica, Putatunda et al., (2006) estudaram e desenvolveram um ADI livre de austenita. Foi utilizado um ferro fundido nodular com a composição química: 3,45% C, 2,48% Si, 0,4% Mn, 1,5% Ni, 0,5% Mo e 0,3% Cu. O processo de austêmpera consistiu no aquecimento de amostras do ferro fundido nodular a temperatura de austenitização de 927°C por 2 horas, seguido de austêmpera nas temperaturas de 260, 316 e 385°C por 2 horas. Após a austêmpera algumas amostras do ADI passaram por um tratamento térmico de revenimento na temperatura de 484°C durante 2 horas.

Para determinar e comparar as quantidades de austenita após os tratamentos térmicos foram realizados ensaios de difração por raios-X nas amostras de ADI e ADI revenido. Pode-se observar (Figura 7) que os picos de austenita no ADI não aparecem no ADI revenido, o que evidencia a decomposição da austenita.

Figura 7 - Difração por raios-X; (a) ADI e (b) ADI revenido.



Fonte: PUTATUNDA et al, 2006. Adaptado pelo autor.

Na Tabela 5 são apresentados os resultados dos ensaios de dureza nas amostras do ADI e ADI revenido.

Tabela 5 - Durezas das amostras.

Amostras		Dureza (HV)
ADI (260°C)	Sem revenimento	471
	Revenido	382
ADI (316°C)	Sem revenimento	402
	Revenido	363
ADI (385°C)	Sem Revenimento	302
	Revenido	345

Fonte: PUTATUNDA et al, 2006. Adaptado pelo autor.

Confirmou-se que a dureza do material aumenta com o a diminuição da temperatura de austêmpera e houve acréscimo no percentual da austenita e aumento da espessura entre as plaquetas da ferrita acicular, em temperaturas mais altas. Esses fatores impactaram no decréscimo da dureza e resistência mecânica. O aumento da dureza na amostra austemperada a temperatura de 385°C por duas horas e revenida, ocorreu possivelmente pela precipitação de carbonetos.

Avaliaram os efeitos do revenimento no ADI através dos ensaios de tração e apresentaram os resultados de limite de resistência (LR), limite de escoamento (LE) e alongamento (Along.) conforme Tabela 6.

Tabela 6 - Propriedades mecânicas do ADI e ADI revenido.

Amostras		LR (MPa)	LE (MPa)	Along. (%)
ADI (260°C)	Sem revenimento	1446	1126	2,6
	Revenido	1334	1166	3,4
ADI (316°C)	Sem revenimento	1264	1031	4,4
	Revenido	1105	1033	0,9
ADI (385°C)	Sem Revenimento	1069	868	13,7
	Revenido	1104	776	3,4

Fonte: PUTATUNDA et al., 2006. Adaptado pelo autor.

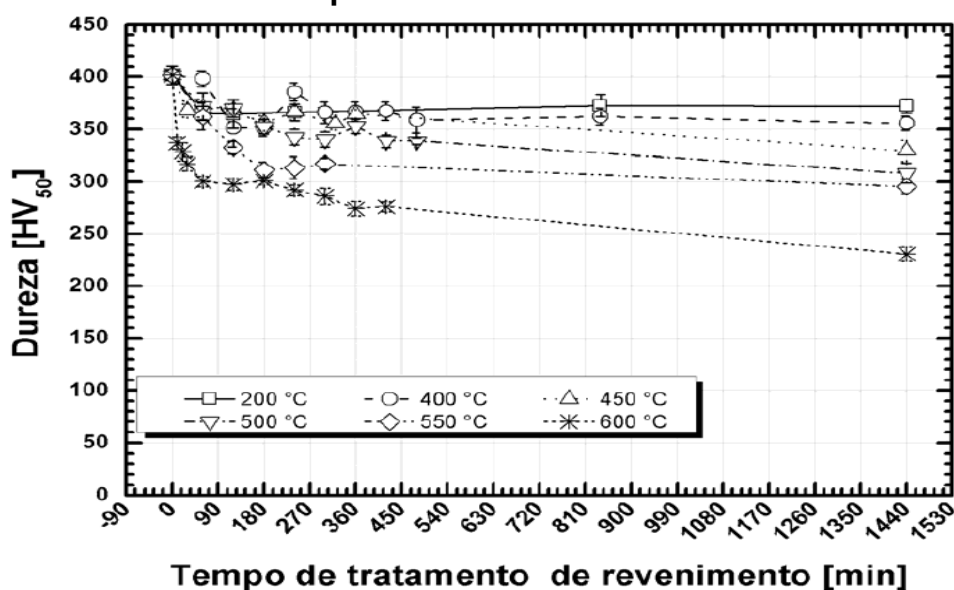
E com os mesmos fundamentos do aumento da dureza, justificaram o aumento do limite de resistência e limite de escoamento com a diminuição da

temperatura de austêmpera. A ductilidade do material cresce com o aumento da temperatura de austêmpera o que se justifica pela presença de mais austenita, assim como pelo fato que estruturas CFC (austenita) possuem mais sistemas de escorregamento que a estrutura CCC (ferrita).

Finalmente concluíram que foi possível a elaboração do ADI livre de austenita pelo revenimento em 484°C por duas horas. Afirmaram que as amostras austemperadas a 260°C e revenidas a 484°C por duas horas não tiveram redução nas propriedades mecânicas. Observaram que as amostras austemperadas a 385°C e revenida a 484°C por duas horas tiveram uma drástica redução na ductibilidade.

França, Silva e Carneiro (2015) avaliaram os efeitos do revenimento nas propriedades mecânicas do ADI. A composição química do material bruto de fusão foi de 3,57% C; 2,57% Si; 0,31% Mn; 0,01% S; 0,08% P; 0,03% Cu e 0,04% Mg. Foram utilizadas as amostras austemperadas a 320°C com tempo de manutenção de 15 minutos e austemperadas e revenidas às temperaturas de 200, 400, 450, 500, 550 e 600°C em tempos de 10 a 1440 minutos. A evolução da dureza nas diferentes temperaturas e tempos de revenimento evidenciou a sua queda sistemática, sendo esta queda acentuada em temperaturas próximas de 700°C (Figura 8).

Figura 8 - Perfil de durezas para os tempos e temperaturas de revenimento aplicados ao material.

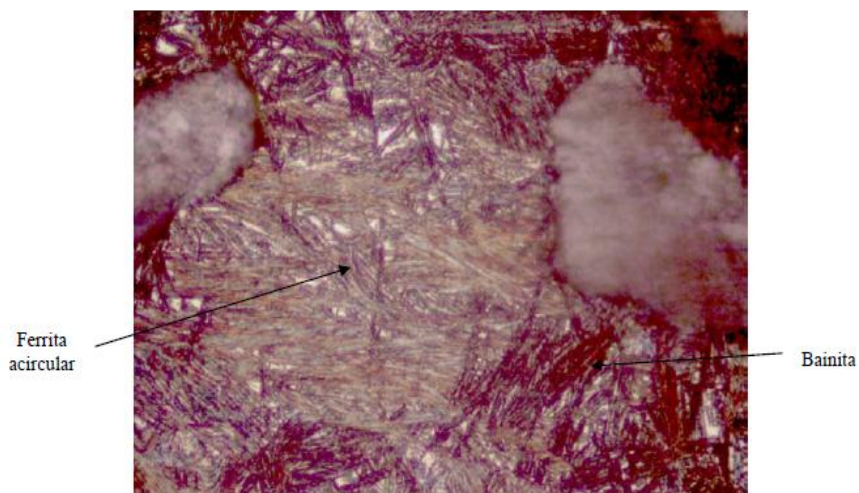


Fonte: FRANÇA et al., 2015.

Na Figura 9 evidenciou-se a formação da ferrita acicular no interior do grão com crescimento em direção ao contorno bem como a formação de bainita nos

contornos de grãos com crescimento em direção ao centro (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006), o que mostra a dificuldade de caracterização das fases na austêmpera.

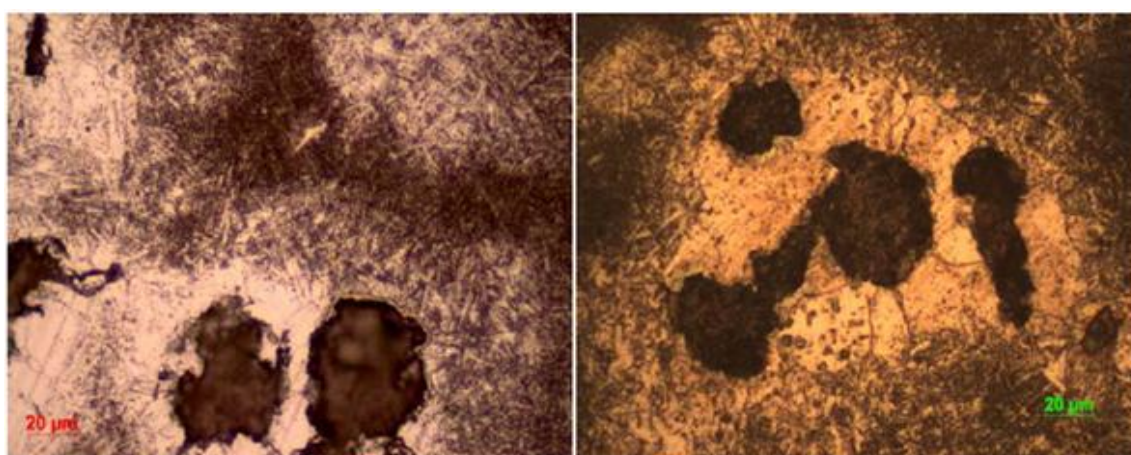
Figura 9 - Micrografia da amostra austemperada a 320 °C por 15 minutos.



Fonte: FRANÇA et al., 2015.

Houve a formação de novos nódulos de grafita disforme e ferrita globularizada, bem como o comportamento da ferrita assemelhando-se com a martensita revenida (Figura 10).

Figura 10 - ADI revenido a 600°C: (a) 20 minutos e (b) 60 minutos.



Fonte: FRANÇA et al, 2015.

Foram realizados ensaios de tração e dureza para as temperaturas de 200, 400, 450, 500, 550 e 600°C com tempo de revenimento de 1 hora. Obtiveram os seguintes resultados (Tabela 7).

Tabela 7 - Relação de dureza e limite de resistência.

Temperatura revenimento (°C)	Tempo revenimento (min.)	Dureza (HV)	LR (MPa)
-	-	371	1248
200	60	343	1214
400	60	337	1249
450	60	338	1228
500	60	228	1020
500	150	299	974
550	60	268	813
600	60	284	953

Fonte: FRANÇA et al, 2015. Adaptado pelo autor.

Concluíram com este estudo que temperaturas de revenimento inferiores a 500°C pouco afetam as propriedades mecânicas do ADI, enquanto temperaturas iguais e acima, têm um efeito drástico nas propriedades mecânicas e na microestrutura com a formação de novos nódulos de grafita disforme, transformação da austenita em ferrita globularizada bem como a precipitação de carbonetos nos contornos de grãos.

Jóia et al. (2015) estudaram o revenimento em aço carbono ASTM A 516 GR 70N. Inicialmente o material foi austenitizado a temperatura de 920°C por um período de 30 minutos. Ocorreu a têmpera nos tempos de 1 e 2 horas e em seguida o revenimento com temperaturas variando de 150 a 700°C. A dureza foi medida em todas as amostras. Utilizando o modelo matemático proposto por Hollomon-Jaffe, avaliaram o comportamento do material em função dessa propriedade mecânica.

Concluíram que a dureza no tempo de revenimento de 2 horas (7200s) diminuiu acentuadamente em temperaturas baixas comparadas as temperaturas mais elevadas, de cerca de 600°C. As temperaturas mais baixas e menores do que 350°C, não se observou queda acentuada na dureza com este tempo de têmpera de 1 hora (3600s). E por sua vez, o valor da constante C para aços carbono que é igual a 16, desde que os valores de dureza estejam compreendidos entre 200°C e a temperaturas acima de 400°C.

Jóia (2017) desenvolveu o modelo matemático para austêmpera e revenimento do ferro fundido nodular com matriz ferrítica-perlítica.

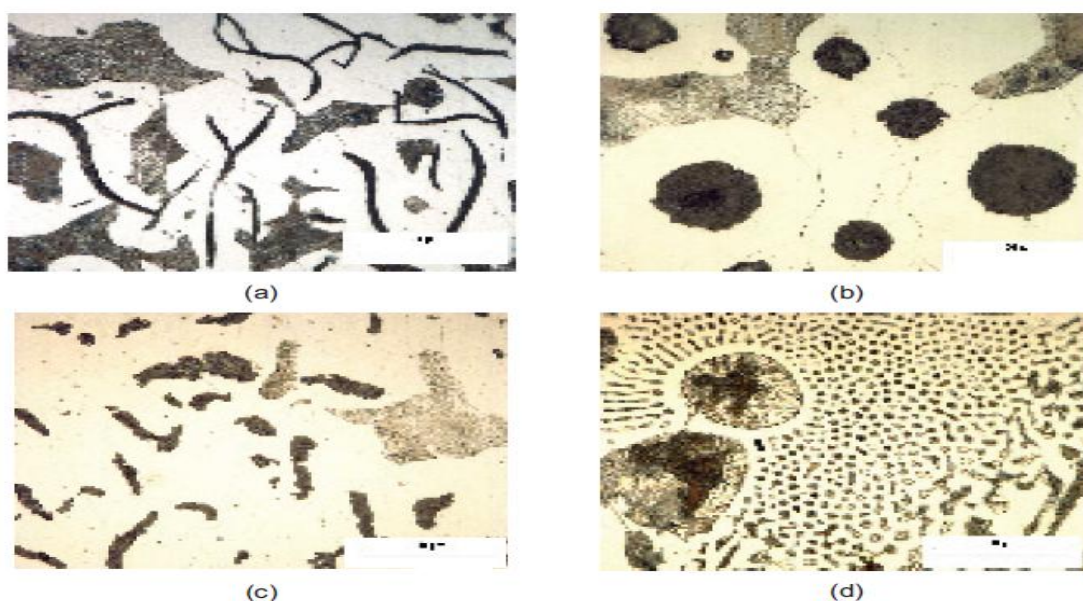
3 FUNDAMENTOS TEÓRICOS

A seguir descrição da fundamentação teórica para o desenvolvimento deste estudo, abordando aspectos do processo metalúrgico, tratamentos térmicos, ensaios (mecânicos, metalográficos e difração por raios-X) e das análises necessárias para obtenção e avaliação das propriedades do ferro fundido nodular ferrítico austemperado e revenido.

3.1 Ferro fundido nodular

Os ferros fundidos são ligas metálicas constituídas basicamente de ferro, carbono e silício, contendo teores variados de outros elementos de liga como manganês, níquel, cobre, molibdênio, estanho e cromo, entre outros e cuja solidificação ocorre reação eutética. Apresentam também teores residuais como fósforo, enxofre, magnésio, cálcio e bário, estes três últimos provenientes de tratamentos de inoculação e nodularização durante o processo de fundição (KOVACS, 1990; GUESSER, 2009). Na Figura 11 são apresentados exemplos de microestruturas dos principais ferros fundidos produzidos em larga escala pela indústria de fundição mundial.

Figura 11 – Microestruturas típicas dos ferros fundidos mais comuns: a) ferro fundido cinzento; b) ferro fundido nodular; c) ferro fundido vermicular e d) ferro fundido branco.



Fonte: YESCAS, 2001.

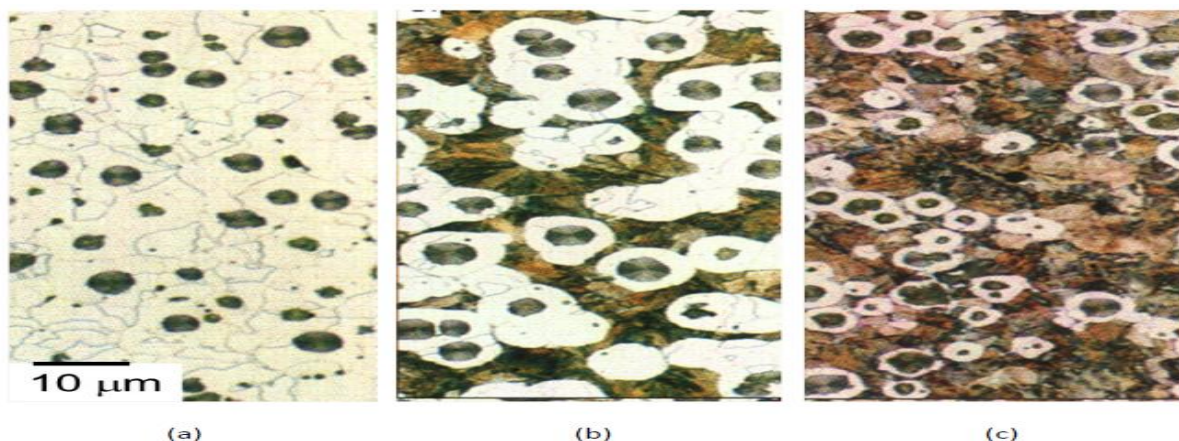
Em termos de propriedades, os ferros fundidos nodulares preencheram o espaço que havia entre os ferros fundidos cinzentos e os aços, oferecendo às vantagens do ferro fundido, como a menor temperatura de fusão, a fluidez e a alta fundibilidade, com características mecânicas dos aços, como a elevada resistência à tração e a ductilidade (GUESSER, 2009).

Os ferros fundidos cinzentos possuem grafitas na forma de lamelas, já os nodulares apresentam grafitas na forma esferoidal ou nódulos. Apesar de ser uma função dos teores de carbono e silício, a formação de nódulos é mais dependente do nível de pureza da liga (metais contendo apenas Fe, C e Si tendem a formar grafita esferoidal) e da adição elementos nodularizantes.

A quantidade de grafita e a proporção entre fases na matriz metálica também são controladas pelas condições de resfriamento. Em condições de equilíbrio, o efeito do carbono e do silício na estrutura de solidificação dos ferros fundidos nodulares pode ser entendido a partir de um diagrama ternário Fe-C-Si (RODRIGUES, 2009).

O ferro fundido nodular apresenta em sua microestrutura bruta de fusão a grafita na forma de nódulos (esferóides). As propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares estão correlacionadas, principalmente, com a composição química e microestrutura da matriz (STETS; DOBOTA, 2008). A microestrutura dos ferros fundidos nodulares é formada, por uma matriz metálica, podendo essa ser ferrítica, ferrítica-perlítica ou perlítica, na qual estão dispersos os esferóides de grafita (Figura 12).

Figura 12 – Microestruturas típicas do ferro fundido nodular: (a) ferrítica, (b) ferrítica-perlítica e (c) perlítica.



Fonte: OKUNNU, 2015.

Os ferros fundidos nodulares ferríticos apresentam a grafita em forma nodular dispersa numa matriz ferrítica, o que proporciona a estas ligas alta ductilidade e elevada resistência ao impacto. Os limites de resistência e escoamento à tração e o alongamento são similares aos dos aços de baixo carbono (GUESSER, 2009). Podem ser obtidas, no estado bruto de fundição pelo controle da composição química, técnicas adequadas de inoculação e menores taxas de resfriamento (Figura 12a).

Constituem a classe mais comum dos ferros fundidos nodulares, os ferríticos-perlíticos, sendo geralmente obtidos na condição bruta de fundição. Os nódulos de grafita estão dispersos numa matriz formada por proporções variáveis de ferrita e perlita (Figura 12b). Com características de boa usinabilidade e limites de resistência à tração e escoamento superiores aos nodulares ferríticos. Entretanto, os valores da resistência ao impacto e ductilidade e são menores que os encontrados nos nodulares ferríticos.

Os nodulares perlíticos têm como principal característica, elevado limite de resistência à tração e ao escoamento, com baixos valores de ductilidade e resistência ao impacto (Figura 12c). Elevada resistência ao desgaste e boa usinabilidade, superiores às dos aços com níveis de propriedades mecânicas semelhantes.

Por apresentarem a grafita em forma de nódulos os ferros fundidos nodulares, de modo geral, com esta condição proporciona maior ductilidade, que é uma propriedade importante desse material. A Tabela 8 apresenta uma visão geral sobre as principais propriedades dos ferros fundidos nodulares (designados pelas classes da norma ABNT).

Tabela 8 – Propriedades de ferros fundidos nodulares.

FE 3817	FE 4212	FE 5007	FE 6002	FE 7002	FE 8002	FE 9002
Limite de resistência e limite de escoamento →						
← Alongamento						
Limite de fadiga →						
← Resistência a impacto						
Dureza →						
Resistência ao desgaste →						
← Usinabilidade						

Fonte: ABNT NBR 6916/1981. Adaptado pelo autor.

A Tabela 9 apresenta uma classificação com valores de algumas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular (classes denominadas pela norma DIN 1693).

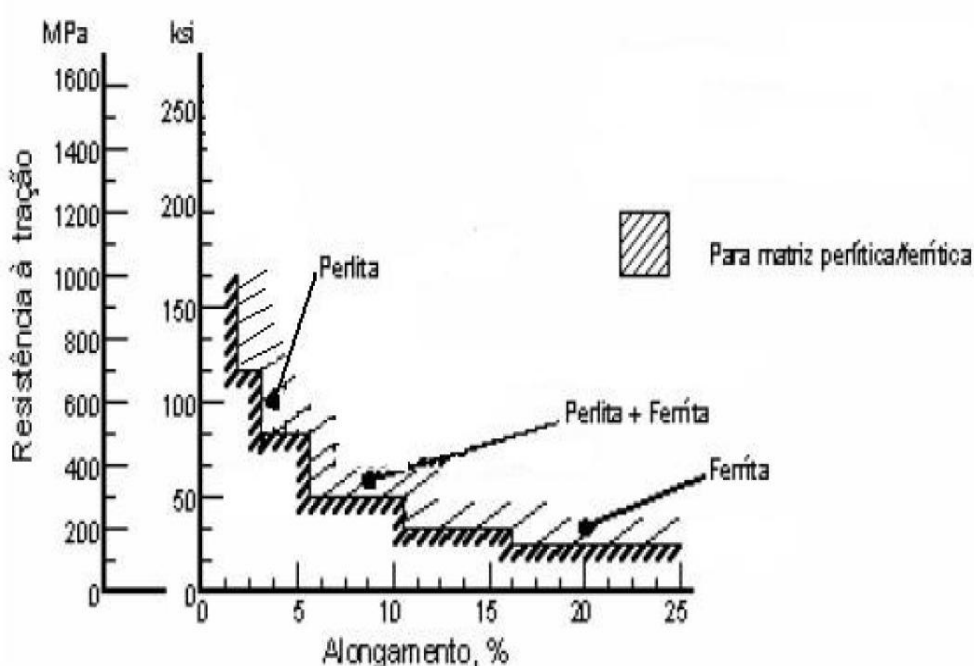
Tabela 9 - Classificação do ferro fundido nodular.

Classe	LR (Mpa)	LE (Mpa)	Alongamento (%)	Dureza aprox. (HV)	Matriz predominante
GGG40	420	280	15	142-195	Ferrítica
GGG50	500	350	7	179-231	Ferrítica-perlítica
GGG60	600	400	3	211-263	Ferrítica-perlítica
GGG70	700	450	2	247-300	Perlítica

Fonte: DIN 1693/1973. Adaptado pelo autor.

A microestrutura da matriz é a maior responsável pelas propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares. Na Figura 13 observa-se a influência da microestrutura nas propriedades, uma matriz totalmente ferrítica resulta em um aumento considerável do alongamento, podendo ultrapassar 20%. Já uma matriz perlítica o alongamento está próximo de 2% e com a matriz ferrítica-perlítica os valores do alongamento estão entre 5 e 10% (LUSSOLI, 2003).

Figura 13 - Propriedades mecânicas em função da matriz: ferrítica, perlítica e ferrítica-perlítica.



Fonte: SORELMETAL 1990. Adaptado pelo autor.

Com as diversas combinações de propriedades mecânicas, os ferros fundidos nodulares propiciam uma ampla gama de aplicações nos mais variados setores da indústria. Os ferros fundidos nodulares ferríticos são muito utilizados na indústria automobilística têm-se como exemplos a fabricação de munhões, este material também é utilizado na fabricação de turbinas hidráulicas e eólicas, para geração de energia elétrica. Os ferríticos-perlíticos utilizados em pinças de freio e componentes de suspensão. E os perlíticos em virabrequins e terminais de transmissão. Na indústria ferroviária as principais aplicações são a fabricação de placas de apoio e ombreiras chumbadoras para a fixação de trilhos e rodas para vagões e locomotivas.

3.2 Metalurgia do ferro fundido nodular

A qualidade do ferro fundido nodular no estado bruto de fusão é fundamental para as suas propriedades mecânicas. Sendo assim, é importante que se conheça os parâmetros metalúrgicos que envolvem o processo de fundição do ferro fundido nodular (GUESSER, 2009). Portanto serão descritos em itens a seguir as fases importantes do processo de obtenção do ferro fundido nodular.

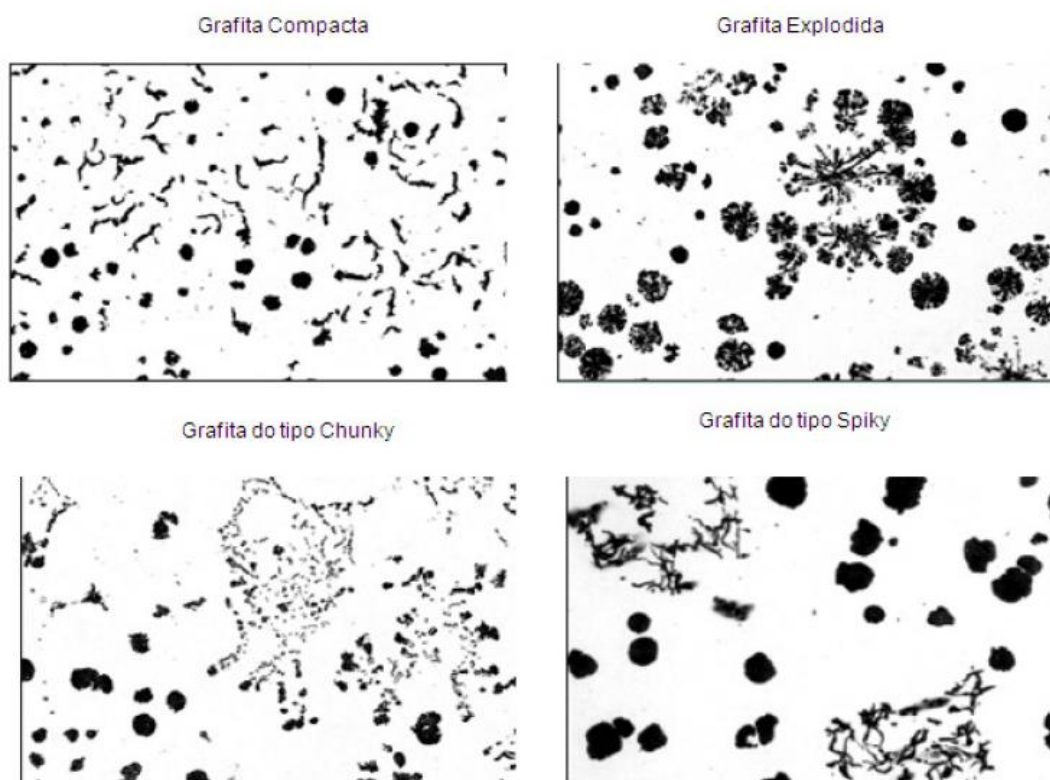
O ferro fundido nodular é obtido a partir da fusão de cargas metálicas em forno de fusão. Como carga metálica pode-se usar gusa, retorno de peças de ferro fundido nodular e sucata de aço. A carga é colocada no forno e após sua fusão são normalmente feitos ajustes de composição química utilizando ferro ligas. São necessários dois tratamentos no metal líquido para que seja obtido esse tipo de ferro fundido. Um deles é a nodularização, que por sua vez, propicia o crescimento da grafita nucleada na forma esferoidal. O outro tratamento é a inoculação, tratamento que visa garantir a formação da grafita. Esse tratamento consiste em adicionar, pouco antes do vazamento, um material inoculante que facilite a nucleação da mesma. Esses tratamentos são feitos, na maioria dos casos, em panela, pouco antes do vazamento do metal no molde.

3.2.1 Morfologia da grafita no ferro fundido nodular

Em função da composição química, da velocidade de resfriamento, do grau de nucleação e intensidade do resfriamento. A morfologia da grafita no ferro fundido pode apresentar tipos, tamanhos e formas diferentes.

O formato da grafita durante a solidificação determina o tipo do material obtido. Podendo ser classificado como ferro fundido nodular, vermicular ou cinzento, sendo a geometria desta esferoidal, vermicular ou lamelar, respectivamente. Existem ainda outros tipos de grafitas que constituem formas degeneradas, resultantes da composição química, tratamentos posteriores do material e não da solidificação. Como exemplo em função da composição química, (Figura 14) a grafita do tipo “Chunk”, é provocada pela influência do níquel, cobre e cério, por isso recomenda-se utilizar ligas mestras isentas de cério, para tratamento com magnésio. Este tipo de grafita cresce sobre forte ramificação e é caracterizada por uma forma de grafita especialmente fina dispersa com uma superfície ramificada (HASSE, 2010).

Figura 14 - Formas degeneradas de grafita no ferro fundido nodular.

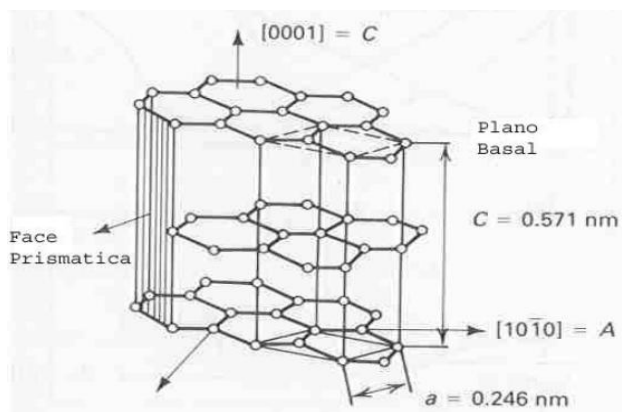


Fonte: ECOB, 2004.

O mecanismo de crescimento do cristal de grafita é o que determina a morfologia da grafita e pode ser explicada com base nos aspectos termodinâmicos. A grafita cresce na direção perpendicular ao plano que possui uma menor energia de interface com o líquido. A Figura 15 a seguir mostra a célula cristalográfica da grafita quando o cristal de grafita cresce preferencialmente ao longo do eixo na

direção do plano prismático (1010) forma-se a grafita lamelar. Quando a direção preferencial de crescimento ocorre ao longo do eixo C na direção do plano basal (0001), é gerada uma estrutura cristalina composta por uma sequência de arranjos de cristais individuais, formando a grafita nodular (GRUZLEWSKY, 2000; KÖNIG, 2010).

Figura 15 – Mecanismos do crescimento da grafita.



Fonte: GRUZLEWSKY, 2000. Adaptado pelo autor.

A dimensão da grafita resultante é determinada pela intensidade da nucleação e pela velocidade de crescimento, que por sua vez é afetada pelo resfriamento e pela velocidade de extração de calor. Na Figura 16 a seguir, observa-se a imagem de uma grafita em forma de nódulo obtida através de microscopia óptica. A direção preferencial de crescimento na direção do plano basal (0001) é observada. À medida que o resfriamento ocorre, o número de núcleos cresce e, conseqüentemente, o número de nódulos é maior com uma grafita mais fina e de menor tamanho (SANTOS; CASTELLO BRANCO, 1989).

Figura 16 – Imagem tridimensional obtida em microscópio óptico, mostrando o crescimento radial da grafita.



Fonte: ASM, 2004.

3.2.2 Conceitos sobre nucleação

A nucleação é a formação de uma nova fase a partir de outra, em posições específicas, caracterizada por contornos bem definidos que a separam do meio que a formou. O processo de nucleação pode ocorrer na fase líquida ou a partir de superfícies ou núcleos já existentes. Se os núcleos forem formados pelo mesmo material do líquido temos uma nucleação homogênea. Através de uma análise termodinâmica, podemos ter uma compreensão da solidificação em função da nucleação homogênea, esta ocorre quando há um decréscimo da energia livre do sistema. Considerando que a solidificação é um processo espontâneo, a sua variação da energia livre de Gibbs é negativa, ou seja, (GARCIA, 2002, RIOS; PADILHA, 2007):

$$\Delta G = \Delta H - T \cdot \Delta S < 0 \quad (1)$$

Onde:

ΔG : Variação da energia livre de Gibbs;

ΔH : Variação de entalpia;

ΔS : Variação de entropia;

T : Temperatura.

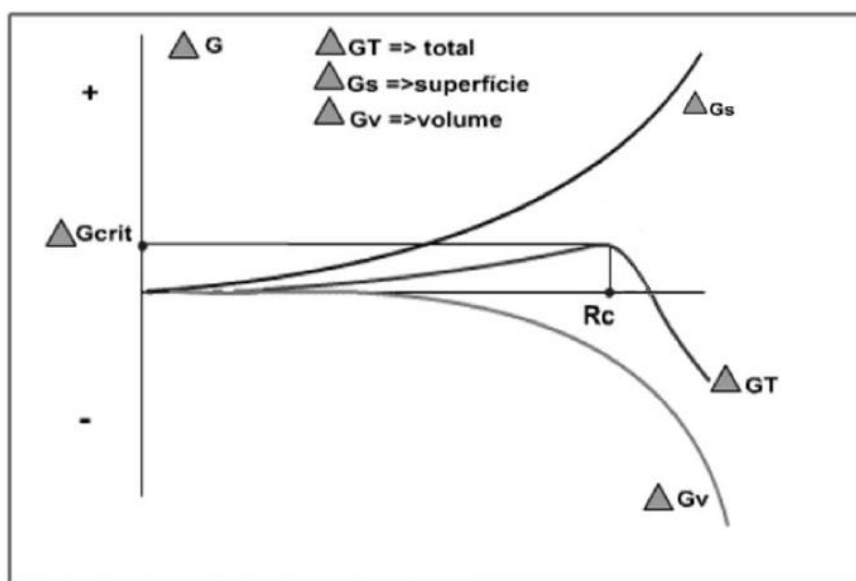
No momento da formação de um núcleo, ocorrem variações de energia. Por isso é necessário fazer uma análise da energia envolvida na formação do núcleo. Podem ocorrer duas variações dessa energia. A primeira, variação de energia de volume envolvida na transformação de líquido para sólido, ΔG_{vol} que é negativa e a variação de energia da superfície do núcleo formado, ΔG_{sup} que esta relacionada com a interface entre o líquido e sólido que é positiva, funcionando como uma barreira para a solidificação (SMALLMAN, 1999).

A ΔG_{vol} esta correlacionada com a geometria do núcleo, que é esférico. Sua variação é proporcional ao cubo do raio (r^3). Como a ΔG_{sup} varia com superfície do núcleo, logo é proporcional ao quadrado do raio (r^2). Considerando as duas energias envolvidas, lembrando que ΔG_{vol} é negativa, conclui-se que (RIOS; PADILHA, 2007):

$$\Delta G_{vol} + \Delta G_{sup} < 0. \quad (2)$$

A variação da energia de Gibbs total (ΔG_{total}) é a soma da ΔG_{vol} e ΔG_{sup} que é maior que zero até certo valor de r . O de valor r , onde ocorre a inflexão da curva da ΔG_{total} é conhecido como raio crítico (r_c). Quando os valores de r são maiores que r_c a ΔG_{total} é sempre negativa, indicando uma solidificação termodinamicamente viável (Figura 17). Durante o processo de solidificação, se um grupo de átomos formarem um núcleo menor que o r_c este núcleo não crescerá, já que isto significaria um aumento da ΔG_{total} . Se o núcleo formado for maior que o r_c , este poderá receber mais átomos e crescer, diminuindo a ΔG_{total} permitindo a solidificação. Para ocorrer a nucleação observa-se que existe, um raio mínimo para o qual núcleo formado possa crescer, em função da diminuição da ΔG_{total} .

Figura 17 - Variação da energia livre de Gibbs em função do raio do núcleo e determinação do raio crítico.



Fonte: ATKINS, 2005.

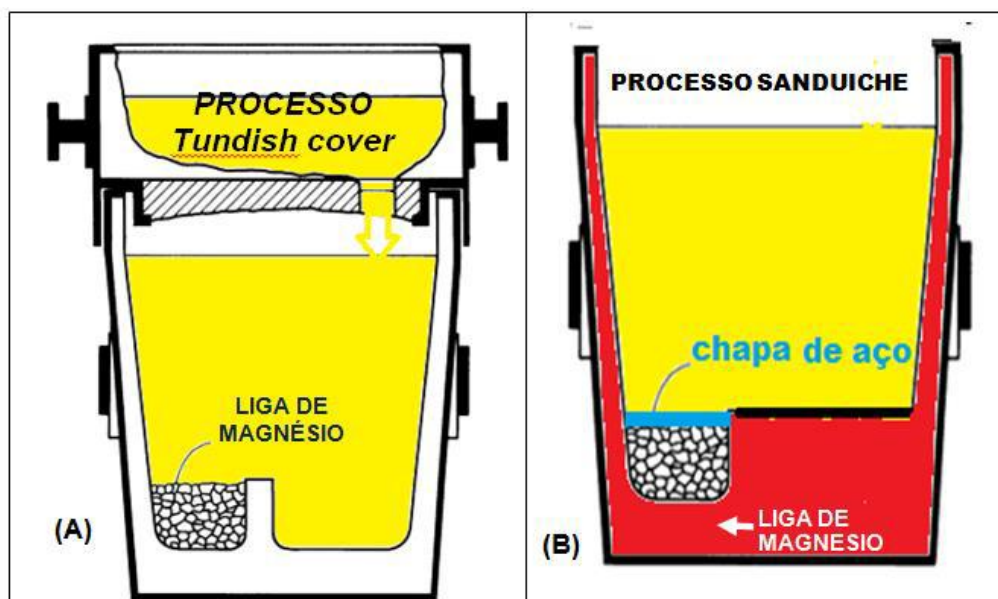
Na nucleação heterogênea, o crescimento do núcleo ocorre a partir de um núcleo ou superfície já existente. Se o núcleo já existente for maior que o r_c , poderá ocorrer a formação de um novo cristal, se não, termodinamicamente haverá um aumento na ΔG_{total} , logo não formará um novo cristal (BHADESHIA, 2001). O conhecimento do mecanismo de ação dos inoculantes está embasado na ocorrência da nucleação heterogênea. O inoculante adicionado atua como um formador de núcleos de solidificação maiores que o raio crítico, tornando o crescimento da fase termodinamicamente viável.

3.2.3 Método de nodularização

Nas ligas de Fe-C-Si, a presença de impurezas tais como, o enxofre e o oxigênio, favorece a formação de grafita na forma de lamelas, característica do ferro fundido cinzento. Na obtenção de grafita nodular do ferro fundido faz-se necessário um tratamento de dessulfuração e desoxidação do ferro base (cinzento) proveniente do forno, utilizando-se magnésio. Existem diferentes maneiras de promover este tratamento, sendo comuns os processos “tundish cover”, “sanduíche” e “arame recheado” (GUESSER, 2009).

No processo “tundish cover” (Figura 18A), a liga nodularizante Fe-Si-Mg é depositada no fundo da panela, em um compartimento separado, onde inicialmente não entrará em contato com o metal líquido. Durante o vazamento o compartimento se enche e a turbulência gerada é responsável pela homogeneização entre a liga nodularizante e o metal. No processo “sanduíche” (Figura 18B), o metal é vazado no lado oposto ao compartimento onde se encontra a liga nodularizante de magnésio, que geralmente é coberta por uma chapa muito fina de aço. A principal diferença em relação ao processo “tundish cover” é a não utilização de uma tampa de proteção contra o escape do vapor de magnésio. Em ambos os processos utilizam-se uma liga Fe-Si-Mg contendo em sua composição de 5 a 7% de magnésio.

Figura 18 - Representação esquemática dos processos de nodularização por “tundish cover” (A) e por “sanduíche” (B).



Fonte: ASM, 2004.

No processo de tratamento por “arame recheado”, como ilustrado na Figura 19, um tubo metálico é preenchido com uma liga em pó que pode conter diferentes teores de magnésio, além de outros elementos de liga como silício e cério. As proporções mais comuns estão entre 30 e 40% de magnésio (GUESSER, 2009).

Figura 19 - Exemplo processo de nodularização por “arame recheado”.



Fonte: POZZI, 2009.

Neste processo a velocidade de injeção deve ser controlada de tal maneira que a reação ocorra próxima ao fundo da panela, para que se obtenha o melhor rendimento. A quantidade adicionada, bem como a temperatura e os teores de enxofre do metal devem ser controlados.

3.2.4 Método de inoculação

A inoculação é um meio para controlar e melhorar a microestrutura e propriedades mecânicas do ferro fundido. O processo de inoculação proporcionará regiões de nucleação suficientes para que o carbono dissolvido precipite como grafita ao invés de carboneto (OLSEN; HARTUNG, 2003). Este método consiste em adicionar compostos grafitizantes no banho metálico, geralmente rico em silício, os quais são adicionados momentos antes do vazamento. A inoculação provoca um aumento no número de células eutéticas e uma diminuição do resfriamento necessário á solidificação, reduzindo então a velocidade de resfriamento,

minimizando a tendência á formação do ferro branco (SANTOS; CASTELLO BRANCO, 1989).

O principal objetivo deste tratamento é de promover a formação de grafita durante a solidificação dos ferros fundidos. A adição desse composto servirá como substrato para a formação de núcleos (inoculação exógena) ou ocorrerá uma reação com os elementos presentes no banho para em seguida serem utilizadas como substrato para o crescimento dos núcleos (inoculação endógena), muitas são as partículas que atuam como centros efetivos de nucleação da grafita, entre as quais temos: a própria grafita, óxidos, sulfetos, carbonetos, silicatos, bolhas de gás e nitretos (SANTOS; CASTELLO BRANCO, 1989; ANGELO JUNIOR, 2003; SKALAND, 2005; GUESSER, 2009).

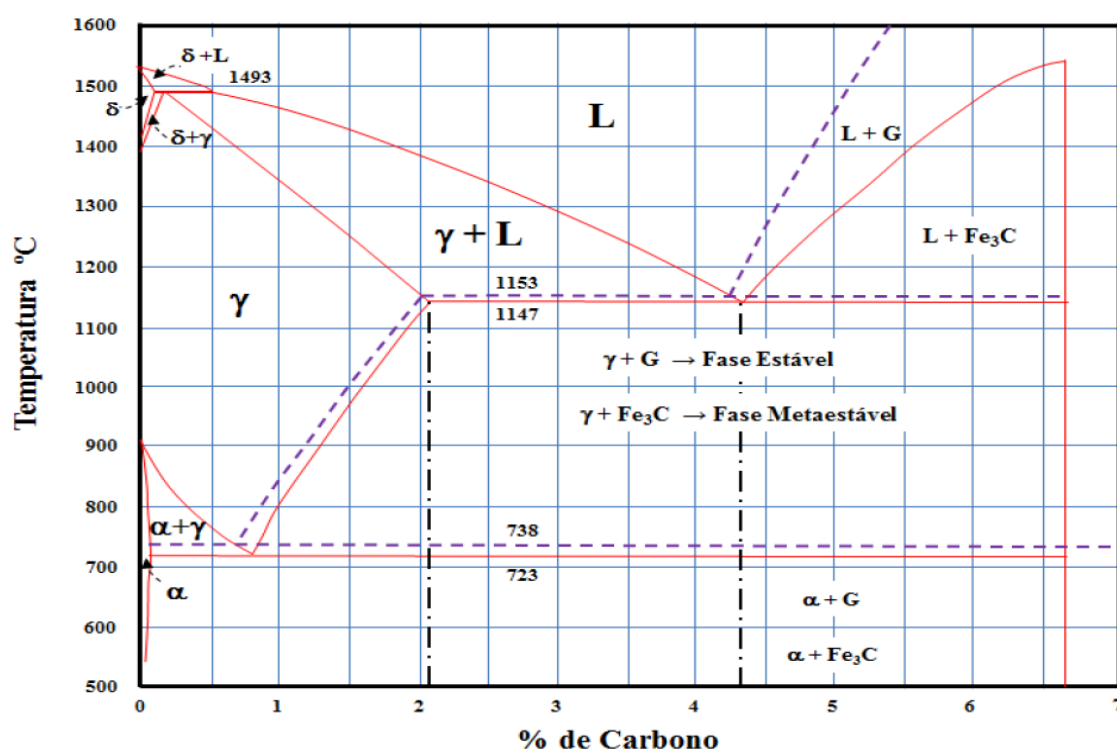
Os inoculantes mais comuns são baseados em ligas de Fe-Si 75%, contendo pequenas e específicas quantidades de elementos como cálcio, bário, estrôncio, zircônio, terras raras e alumínio. Alguns inoculantes podem ser utilizados tanto para o ferro fundido cinzento quanto para o nodular, isto em função dos elementos acima citados, os quais são fortes formadores de óxidos, sulfetos e silicatos em ambos os ferros (OLSEN; HARTUNG, 2003).

A dissolução do Fe-Si no banho metálico resulta na formação de regiões de resfriamento, localizado ao redor da partícula e é por esta razão que os ferros fundidos nodulares, para uma dada composição química base e velocidade de resfriamento, necessitam de uma inoculação mais eficiente em relação ao cinzento. Os ferros fundidos nodulares e cinzentos possuem mecanismos de inoculação diferentes. No caso dos ferros fundidos nodulares, o grau de nucleação é medido pela quantidade de nódulos de grafita, uma vez que cada núcleo em crescimento da origem a uma grafita, logo, o processo de inoculação é feito com o intuito de aumentar o número de nódulos de nucleação da grafita para que se tenha uma maior precipitação de carbono, no banho líquido e conseqüentemente uma menor formação de carbonetos de ferro. Nos ferro fundidos cinzentos, os elementos ativos no inoculante, cálcio, bário, estrôncio e alumínio, formam primeiramente óxidos estáveis que então passaram a agir como núcleos para a precipitação de compostos do tipo $Mn(X)S$, onde o "X" é o óxido do elemento inoculante, agora esta partícula de sulfeto, servirá como núcleo durante a solidificação (SKALAND, 2001; VILELA, 2010).

3.2.5 Solidificação do ferro fundido nodular

Os ferros fundidos nodulares são como já mencionados anteriormente, ligas do sistema Fe-C-Si, contendo um percentual de silício que varia de 2 a 4%. A fração binária Fe-C do diagrama ternário é semelhante ao diagrama binário, havendo uma pequena variação no teor de carbono, primeiramente em condições de equilíbrio (SANTOS; CASTELLO BRANCO, 1989). O diagrama Fe-C (Figura 20) apresenta dois eutéticos provenientes da existência de dois equilíbrios, o estável e o metaestável.

Figura 20 - Diagrama de fases Fe-C, apresentando os eutéticos, estável e metaestável.



Fonte: ROSÁRIO, 2012.

Na temperatura de 1153°C, caracterizada pela linha tracejada o eutético estável é formado por austenita e grafita e o metaestável, na temperatura de 1147°C, caracterizado pela linha cheia, é constituído por austenita e carbonetos (SANTOS; CASTELLO BRANCO, 1989; ROSÁRIO, 2012).

A condição que interessa nos ferros fundidos nodulares é a de equilíbrio estável, pois neste caso ocorre a formação da grafita. Diminuindo a temperatura no

diagrama de fases, a solidificação apresenta a reação eutetóide onde a matriz inicialmente austenítica poderá decompor-se formando ferrita, cementita ou ambas. A 738°C (linha tracejada), a reação eutetóide poderá ser estável, formando ferrita a partir da austenita e/ou a 723°C (linha cheia) metaestável, formando carbonetos.

Para a linha tracejada no eixo das ordenadas, marcada em 4,3% de carbono, a sequência de solidificação do ferro fundido nodular pode ser classificada entre hipoeutética (abaixo de 4,3%) e hipereutética (acima de 4,3%). Em relação a uma liga hipoeutética, a solidificação ocorre entre 2,11 e 4,3% de carbono (Figura 20), e inicia com a nucleação e crescimento das primeiras dendritas de austenita, cuja quantidade aumenta com o decréscimo da temperatura. De acordo com a diminuição da temperatura o crescimento das dendritas de austenita continua, havendo um enriquecimento progressivo de carbono e silício no líquido remanescente (SANTOS, 1998). O líquido resfria até a linha da reação eutética, por volta de 1154°C. Entre as linhas, tracejada e cheia, devem ocorrer o crescimento das células eutéticas e os fenômenos de nucleação.

No caso de uma liga de ferro fundido hipereutética, durante a solidificação, a fase primária a se formar no líquido é a grafita. A partir da fase líquida, onde à medida que a temperatura diminui, a grafita se precipita. Após um determinado resfriamento, a taxa de nucleação dos nódulos de grafita aumenta e os mesmos são envoltos pela austenita. Após a formação de tal invólucro o crescimento da grafita ocorre pela difusão do carbono na austenita, até a grafita (SANTOS 1998).

Ao final da solidificação, conforme a velocidade de resfriamento ou da composição química da liga, o resfriamento segue para a reação eutetóide estável ou metaestável. Na reação eutetóide estável a matriz austenítica se decompõe em ferrita e todo excesso de carbono da ferrita transformada se difunde pela grafita, já precipitada na reação eutética, ocasionando o aumento do diâmetro dos nódulos. Nessa etapa, o percentual de carbono precipitado chega próximo a 1%. Para o desenvolvimento da microestrutura se processar segundo a reação eutetóide estável, a velocidade de resfriamento do metal deverá ser a baixa possível, ocorrendo geralmente no interior do molde ou, no caso de fundições com alta produção, num tempo médio de duas horas após o vazamento. Em caso da velocidade de resfriamento relativamente alta, haverá uma tendência da microestrutura se desenvolver segundo a reação eutetóide metaestável, com formação de carbonetos (SANTOS, 2007).

As reações eutéticas estáveis que promovem a matriz ferrítica e metaestáveis que promovem a matriz perlítica, sofrem efeito significativo de alguns elementos químicos e estas matrizes têm influencia direta nas propriedades mecânicas.

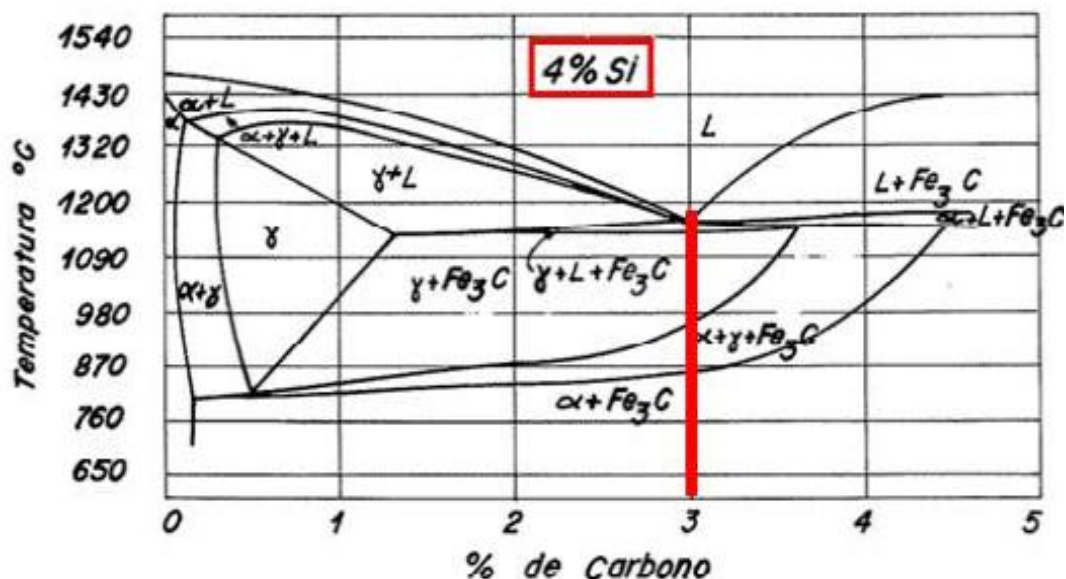
Para a composição das ligas de ferro fundido utiliza-se comumente o carbono equivalente (C_{eq}) na análise da composição química. Pode ser calculado com o auxílio da equação abaixo:

$$C_{eq} = \%C + \frac{\%Si}{3} + \frac{\%P}{3} \quad (3)$$

Onde %C, %Si e %P são, respectivamente os teores de carbono, silício e fósforo da liga de ferro fundido. Esta equação do carbono equivalente considera a quantidade e também o poder de ser grafitizante para os elementos químicos presentes no material. O silício e o fósforo exercem grande influência no ponto de reação eutética, deslocando-o para a direita.

O silício aumenta o intervalo de temperatura entre os eutéticos promovendo a solidificação do eutético (austenita + grafita), portanto é um elemento de efeito grafitizante. Já no estado sólido o silício é ferritizante na transformação isotérmica, amplia a faixa de coexistência entre austenita, ferrita e grafita no diagrama Fe-C-Si conforme Figura 21 (GONÇALVES, 2015).

Figura 21 - Diagramas de fase Fe-C-Si com teor de 4% Si.



Fonte: GONÇALVES, 2015.

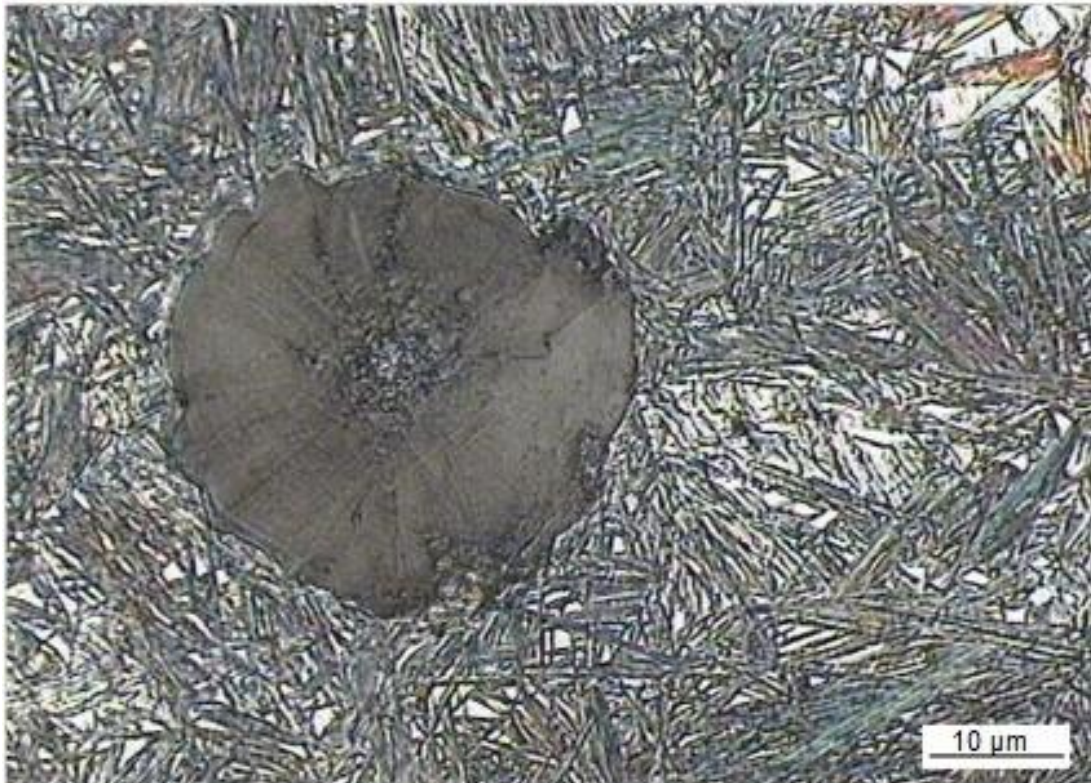
O silício aumenta o coeficiente de carbono equivalente, que por sua vez aumenta o número de nódulos, aumentando assim a quantidade de ferrita livre, porém a elevação do percentual de silício em nodulares com matriz essencialmente ferrítica, mantendo-se as concentrações e mesma velocidade de resfriamento, promove um aumento de dureza, da resistência à tração, da resistência ao escoamento, diminuição do alongamento e diminuição da temperatura de transição dúctil-frágil e do valor máximo da energia absorvida no ensaio de impacto na região dúctil, de forma geral o percentual de silício acima de 2,5% reduz de forma significativa a tenacidade à fratura (SILVA, 2005).

Os átomos de silício substituem os átomos de ferro na rede cristalina do ferro e formam uma solução sólida substitutiva. Devido à diferença no tamanho dos átomos de ferro e átomos de silício, a rede cristalina é distorcida. O movimento de deslocamentos através de tal material é restrito, e deformação plástica não ocorre. Um nível mais alto de estresse é necessário para permitir deslocamentos para mover novamente. É óbvio que a resistência da ferrita aumenta com o aumento do teor de silício. No entanto, a fragilidade aumenta ao mesmo tempo, o que significa que existe um limite superior do teor de silício (GLAVAS; STRKALJ; STOJAKOVIC, 2016).

3.3 Ferro fundido nodular austemperado

Os ferros fundidos nodulares austemperados (ADI) são obtidos após tratamento térmico de austêmpera em ferros fundidos nodulares brutos de fusão, as suas principais características são: apresentar ótimas relações entre ductilidade, resistência mecânica, impacto e boa resistência ao desgaste (SAHIN; DURAK, 2008). Como a principal característica desta família de materiais é a microestrutura ausferrítica, formada por agulhas de ferrita e placas de austenita estável ou retida de alto teor de carbono, cuja microestrutura típica está mostrada na Figura 22 a seguir.

Figura 22 - Microestrutura típica do ADI.

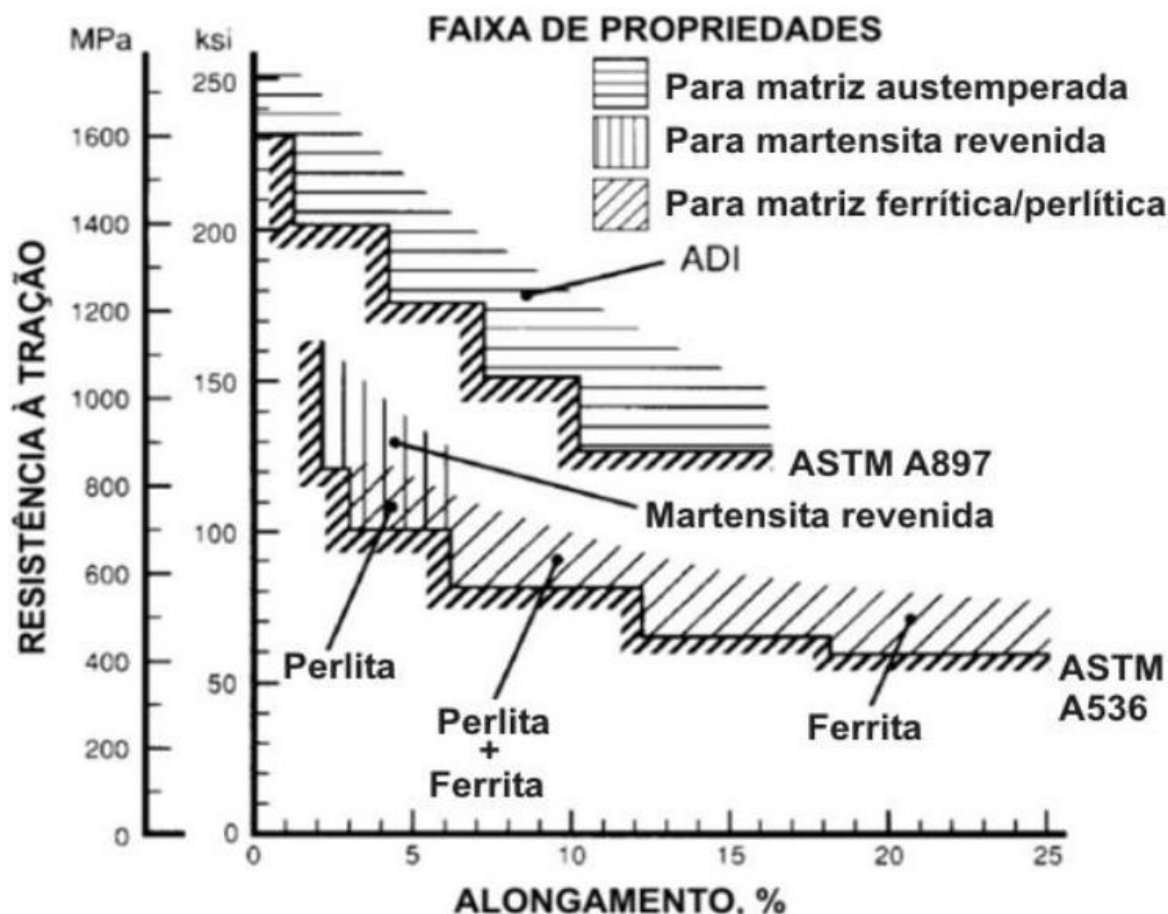


Fonte: VASKO, 2012.

O termo ausferrita é utilizado independentemente da temperatura de austêmpera (GUESSER, 2009; KEOUGH; HAYRYNEN; PIOSZAK, 2010; VASKO, 2012), mesmo tendo algum carboneto a estrutura não pode ser comparada às dos aços. A saturação de carbono na austenita e o volume desta fase, maiores no ADI, não podem ser comparados aos aços. Embora de mesmo nome, o tratamento de austêmpera dos ferros fundidos tem objetivo diferente da austêmpera do aço.

A reação bainítica é indesejável para os ferros fundidos em função da presença de Fe_3C na microestrutura, que tem por característica prejudicar a ductilidade e à resistência ao impacto. É a combinação das fases que compõe o micro constituinte ferrita que fornece as condições para este aumento da resistência à tração sem perda significativa de ductilidade. Esta característica enquadra o ADI numa categoria superior em termos da relação entre resistência mecânica e alongamento quando comparado a ferros fundidos brutos ou submetidos ao tratamento térmico de têmpera e revenimento tradicionais, como mostra a Figura 23 a seguir.

Figura 23 - Comparativo entre ferros fundidos nodulares com diferentes tratamentos térmicos como a resistência à tração em função do alongamento para diferentes estruturas de matriz.



Fonte: SORELMETAL, 1990. Adaptado pelo autor.

Esse ganho nas propriedades mecânicas traz ainda outros benefícios adicionais como a melhora da característica em resistência ao impacto, alta vida em fadiga e alta resistência ao desgaste aliado a boas condições de usinabilidade (WERLANG; VAZ; SANTOS, 2015).

Dependendo das condições de fabricação e tratamento térmico, o ADI apresenta diferentes configurações de propriedades mecânicas e físicas e podem ser classificados de acordo com a norma requerida. A Tabela 10 apresenta a classificação de uma das normas internacionais vigentes. Diante destas características, há um amplo espaço para o desenvolvimento de novas aplicações para o ADI.

Tabela 10 - Classificação do ADI.

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

Fonte: ASTM A897/A897M-06, 2011.

Os tratamentos térmicos de austêmpera são realizados por meio de diagramas de transformação isotérmica. A austêmpera é empregada quando se deseja, também, uma elevada dureza associada a uma resistência mais alta ao impacto, principalmente no caso do ferro fundido nodular aumentando sua tenacidade (PUTATUNDA, 2001).

Como já descrito anteriormente, o processo de austêmpera tem por objetivo final alcançar a microestrutura ausferrítica, que é ferrita acicular e austenita de alto teor de carbono. Essa transformação se dá em patamar isotérmico de temperatura e, para que esta transformação seja completa, é necessário um ciclo adequado de tratamento, onde podem ocorrer duas etapas conforme descrito na Tabela 11.

Tabela 11 - Transformações de estado sólido no ciclo de austêmpera.

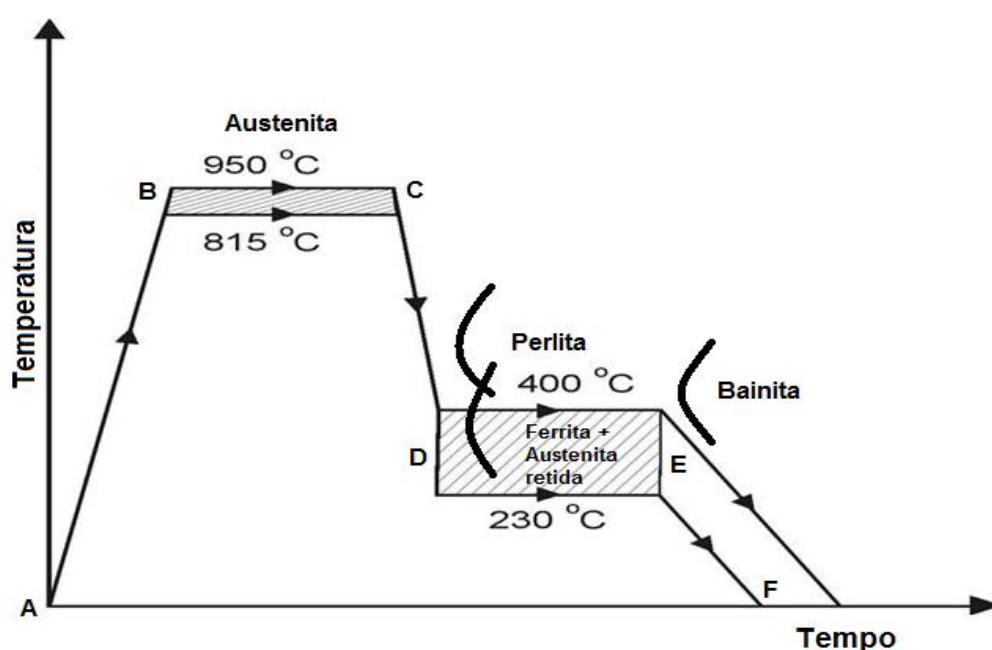
	Estrutura inicial	Estrutura final
Estágio I	Austenita inicial	Austenita de alto carbono + ferrita acicular
Estágio II	Austenita de alto carbono	Ferrita + carbonetos de ferro (Fe ₃ C)

Fonte: Elaborado pelo autor.

3.3.1 Austêmpera

O tratamento de austêmpera em ferros fundidos nodulares consiste no aquecimento da peça da temperatura ambiente até temperaturas entre 815 e 950°C (Figura 24: A-B), por tempos que variam de 1 a 3 horas. Ao atingir a temperatura desejada à peça permanece neste patamar térmico e torna-se totalmente austenítica e a austenita é saturada de carbono (Figura 24: B-C). Em seguida a peça é retirada do forno de tratamento e resfriada rapidamente a temperatura de austêmpera desejada (Figura 24: C-D) e permanece em temperatura controlada em banho de sal em uma faixa de temperatura que varia entre 230 a 400°C por intervalos de tempo que variam entre 1 minuto a 4 horas (Figura 24: D-E), dependendo da composição química do ferro fundido a peça pode ser mantida a estas temperaturas por tempos suficientes para a transformação se complete. E finalmente a peça é resfriada a temperatura ambiente (Figura 24: E-F), antes do início da reação bainítica, resultando uma microestrutura composta de ferrita acicular e austenita estabilizada devido ao teor de carbono (PUTATUNDA et al, 2006; GUESSER, 2009; OLEJARCZYK-WOZENSKA et al, 2012; KOCHANSKI, KRZYNSKA, RADZISZEWSKI, 2013).

Figura 24 - Ilustração esquemática de um ciclo típico do tratamento térmico de austêmpera.



Fonte: KOCHANSKI et al., 2013. Adaptado pelo autor.

Os parâmetros tempo e a temperatura de austêmpera, bem como a temperatura de austenitização irão definir sensivelmente o resultado da transformação, uma vez que a difusão dos átomos de carbono pode ser estimulada ou dificultada, alterando a morfologia da microestrutura e conseqüentemente as propriedades mecânicas do material. Esta é uma etapa que visa à transformação total da matriz bruta de fundição em austenita, atenuar os efeitos da segregação, e gerar uma distribuição uniforme de carbono na austenita (BHADESHIA, 2001). A temperatura de transformação isotérmica está normalmente na gama de 230 a 400°C como dito anteriormente. Nas temperaturas de transformação mais elevadas (300 a 400°C) conduzem a uma menor resistência a tração e dureza, mas maior alongamento, resistência a impacto e melhores características de fadiga. Já nas temperaturas de transformação mais baixas (230 a 300°C) levam à maior resistência a tração, dureza e resistência à abrasão, mas menor alongamento (VASKO, 2012).

Com as condições para a conclusão do estágio I definidas, devem-se então evitar o início do estágio II, que consiste na decomposição da austenita estável de alto teor de carbono, em ferrita e carbonetos. A presença dos carbonetos prejudica as propriedades do ADI, pois as propriedades de impacto e alongamento são severamente prejudicadas pela dispersão destes microconstituintes (BAHMANI; ELLIOTT; VARAHRAM, 1997). Assim, no nodular austemperado, as propriedades ótimas são obtidas após completar o estágio I e antes do início da segunda reação. Esse período de tempo entre reações é denominado “janela de processo”. A janela de processo pode ser ampliada pela adição de elementos de liga tais como Ni, Mo, Cu e Si, esses elementos impedem a decomposição da austenita a perlita e ferrita após resfriamento. Austêmpera evita a formação de constituintes microestruturais tais como martensita, carbonetos e perlita (PANNEERSELVAM et al., 2015)

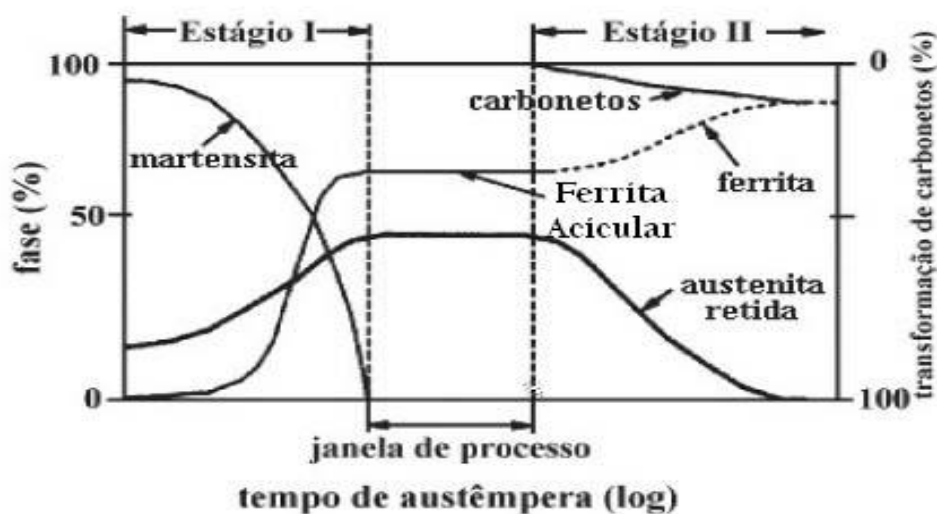
O tempo de permanência à temperatura de austêmpera é fundamental, como nas demais transformações no estado sólido. Um tempo insuficiente significa que a transformação não foi completa uma vez que a austenita não se saturou em carbono. Neste caso, nem toda austenita é estável na temperatura ambiente transformando-se em parte, em martensita ao resfriar-se. A formação da martensita irá aumentar a resistência e a dureza, mas diminuirá a ductilidade e tenacidade significativamente. Se o tempo for excessivo ocorrerá o segundo estágio da reação, onde a austenita decompõe-se em ferrita e carbonetos, fragilizando dessa forma, o

metal. Portanto, o tempo de austêmpera deve ser suficiente para que se complete o primeiro estágio sem que se inicie o segundo estágio (MACHADO, 2007).

É comum o uso de temperaturas entre 230 e 400°C, outros fatores que influenciam na formação da ferrita, tais como elementos de liga presentes na composição química, que deslocam a curva de formação das fases, o estado inicial da microestrutura em termos da matriz e o número de nódulos/mm². Todos estes fatores tratam basicamente do suprimento de carbono na matriz, seja presente em nódulos de grafita ou em perlita, fase presente na fase bruta de solidificação, pois alteram a mobilidade dos átomos e por consequência a difusividade de carbono na matriz e influenciam diretamente na determinação da janela de processo do material (GUESSER, 2009). No caso a matriz de partida seja ferrítica, a difusão de carbono se faz apenas dos nódulos da grafita para a austenita que está se formando. A consequência deste fato é uma austenita formada com baixo teor de carbono e, após o tratamento de austêmpera, a porcentagem de austenita retida estável será menor. Já se a matriz inicial for perlítica, a difusão do carbono será maior, pois a própria matriz já estará enriquecida por este elemento, gerando assim uma austenita de alto teor de carbono e, como consequência, a fração volumétrica de austenita retida estável após tratamento de austêmpera também será maior. Portanto, há de se considerar que o tempo de austenitização deve ser maior no caso da matriz ferrítica, em comparação com as matrizes perlítica e perlítica-ferrítica (KRZYNSKA; KOCHANSKI, 2014).

Há um aumento gradativo de austenita estabilizada e de ferrita bainítica ou acicular. Após um período de estabilidade inicia-se o segundo estágio da reação, onde há uma redução da quantidade de austenita estabilizada pela formação de ferrita e carbonetos. A janela de processo é um termo para o intervalo de tempo e temperatura, em patamar de austêmpera, no qual é necessária para a ocorrência da microestrutura ausferrítica, sem a presença de carbonetos prejudiciais às propriedades do ADI. A Figura 25 a seguir mostra de forma indicativa como se define a janela de processo de um determinado material, limitando-a entre o início do estágio I e o início do estágio II (CARMO; DIAS, 2001).

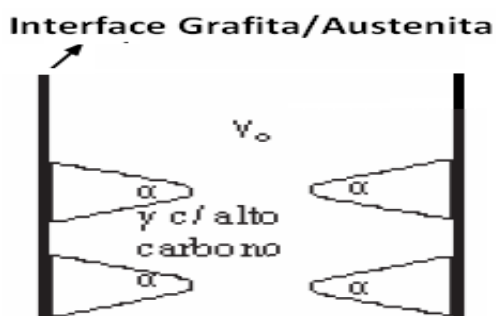
Figura 25 - Diagrama esquemático da janela de processo.



Fonte: WU et al, 2002. Adaptado pelo autor.

O final do estágio I completa a reação de formação da ferrita, determinado pela decomposição da austenita em ferrita acicular e austenita de alto teor de carbono. A principal diferença entre a austenita retida e austenita de alto teor de carbono é justamente o teor de carbono dissolvido em solução sólida que estabiliza a austenita retida, presente na ferrita, em baixas temperaturas. Com a formação das agulhas de ferrita, o carbono não absorvido por esta estrutura é dissolvido na austenita retida, estabilizando-a e promovendo um aumento nas propriedades mecânicas da austenita. Essa contribuição é parte importante no aumento da resistência mecânica do ADI quando comparado aos ferros fundidos nodulares brutos de fundição. O início da reação se dá quando ocorre à formação de braços de ferrita a partir da interface grafita/austenita (TRUDEL; GAGNÉ, 1997), ou dos contornos de células eutéticas, como ilustra a Figura 26.

Figura 26 - Mecanismo de nucleação da ferrita no ADI.



Fonte: TRUDEL, 1997. Adaptado pelo autor.

Esse mecanismo de transformação irá cessar quando todo o carbono disponível na matriz para esta reação, seja pela formação da ferrita como pela decomposição parcial da grafita, saturar a austenita com alto teor de carbono. Após haver a saturação, ocorre então o fenômeno que pode ser observado anteriormente, onde a austenita, em determinadas condições, não consegue mais absorver carbono provindo do crescimento ferrítico e se tem então início a precipitação do carbono em forma de carbonetos.

A partir desta etapa se criam as condições para combinação do carbono, antes dissolvido e responsável pela estabilização da austenita com alto teor de carbono, precipitar em forma de carboneto. A austenita, antes estabilizada, perde este suprimento pela formação do carboneto, e se decompõe em austenita retida combinada com agulhas de ferrita e precipitados de carbonetos de ferro, fazendo com que se percam as condições de resistência mecânica e propriedades físicas, aliado à possibilidade da austenita retida se transformar mecanicamente em martensita pela instabilidade da estrutura em temperatura ambiente.

A precipitação de carbonetos não pode ser detectada através de microscopia ótica e eletrônica de varredura. Outras técnicas têm sido empregadas, tais como testes dilatométricos, ensaios por difração de raios-X, assim como o emprego de ensaios mecânicos de tração, dureza e impacto (CARMO; DIAS, 2001).

3.3.2 *Revenimento*

O revenimento é utilizado para aperfeiçoar a combinação de dureza e tenacidade do material, é feito após o tratamento de austêmpera. Com o tratamento térmico de austêmpera o material pode apresentar maior dureza e também maior fragilidade (BHADESHIA, 2001).

O tratamento térmico de revenimento consiste no aquecimento do material austemperado até uma temperatura abaixo de 727°C, seguido de resfriamento até a temperatura ambiente em qualquer meio. O revenimento propicia a retirada de carbono da ferrita acicular e, simultaneamente a formação de carboneto e alteração da fração volumétrica de grafita na microestrutura (PENHA, 2010).

3.3.2.1 Modelagem matemática do revenimento

O modelo matemático proposto por Wan e Xiong e Suo 2005:

$$H = F(T, \tau) \quad (4)$$

Onde H é a dureza, T é a temperatura de revenimento em (K) e τ é o tempo de revenimento em (s). A equação (4) pode ser escrita também em função do parâmetro P :

$$H = f(P) \quad (5)$$

P é dado pela a equação:

$$P = T(C + \log \tau) \quad (6)$$

A constante C de Hollomon e Jaffe depende da composição química do material. De valor igual a 20 para os aços (THELNING, 1984).

No processo de revenimento a dureza não sofrerá alteração quando T e τ forem constantes, em caso de variação de um deles ocorrerá variação da dureza. Como H é uma diferencial exata, a equação (7) pode ser escrita assim:

$$dH = \left(\frac{\partial H}{\partial T}\right)_{\tau} dT + \left(\frac{\partial H}{\partial \tau}\right)_{T} d\tau \quad (7)$$

Das equações (5) e (7) tem-se:

$$\left(\frac{\partial H}{\partial \tau}\right)_{T} = \left(\frac{\partial H}{\partial P}\right)_{T} \left(\frac{\partial P}{\partial \tau}\right)_{T} = \frac{T}{\tau \ln 10} \left(\frac{\partial H}{\partial P}\right)_{T} \quad (8)$$

Logo:

$$\left(\frac{\partial H}{\partial \tau}\right)_{T} = K_T \left(\frac{\partial H}{\partial T}\right)_{\tau} \quad (9)$$

Da equação (9) tem-se:

$$K_T = \frac{T}{\tau(C+\log\tau)\ln 10} \quad (10)$$

Quando T permanece constante:

$$dH = \left(\frac{dH}{dT}\right)_\tau K_T d\tau \quad (11)$$

O tempo de revenimento (τ) tem efeito direto na dureza (H), enquanto a temperatura (T) é constante e pode ser estimada pelo produto do fator de conversão (K_T) e a diferencial dH/dT .

Integrando-se a equação (11) e adotando-se H_1 como a dureza após uma hora de revenimento tem-se:

$$H \cong H_1 + T \left(\frac{dH_1}{dT}\right) \ln\left(1 + \frac{\log\tau}{c}\right) \quad (12)$$

Na mesma temperatura de revenimento, os termos H_1 e $\left(\frac{dH_1}{dT}\right)$ são constantes para o mesmo material. Para o tempo de revenimento elevado parte da equação (12) pode ser desenvolvida em série e escrita como a equação (13):

$$\ln\left(1 + \frac{\log\tau}{c}\right) \cong \frac{\log\tau}{c} \quad (13)$$

Das equações (13) e (14) obtem-se a equação do revenimento:

$$H = a + b \log(\tau) \quad (14)$$

Onde:

$$a = H_1 \quad (15)$$

$$b = \frac{T}{c} \left(\frac{dH_1}{dT} \right) \quad (16)$$

e

$$C = \frac{T}{b} \left(\frac{dH_1}{dT} \right) \quad (17)$$

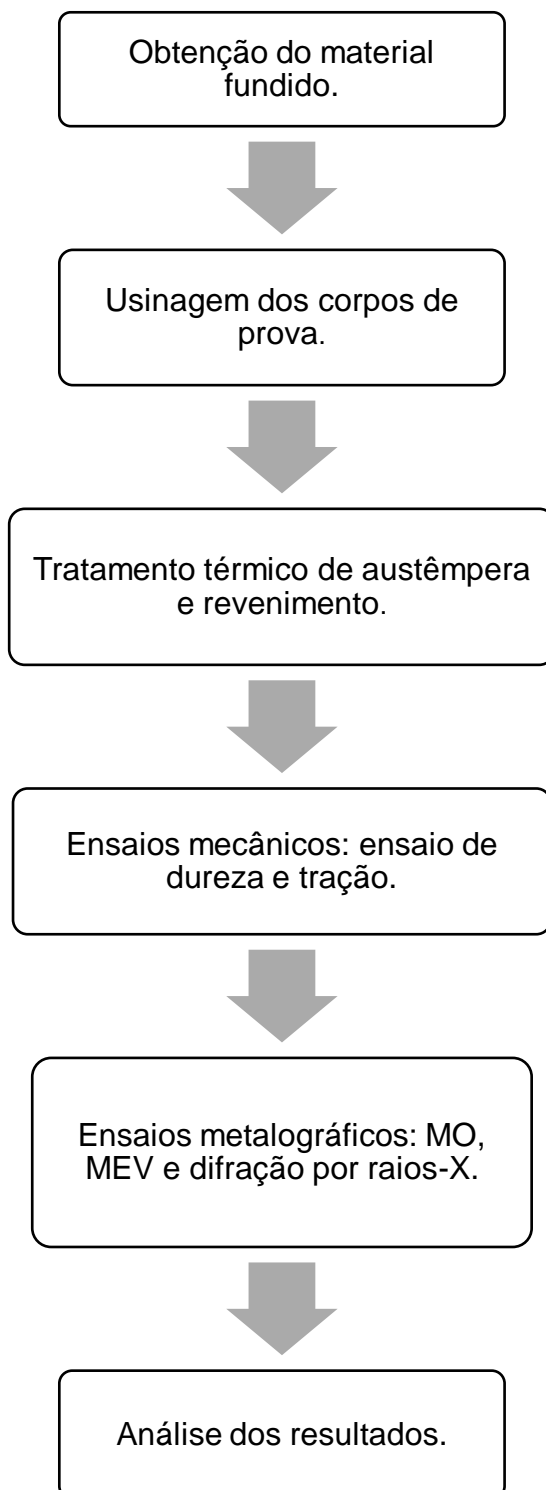
É importante no revenimento estabelecer uma relação entre $\log(\tau)$ e temperatura (T) para diferentes valores de dureza. A equação (18) a seguir relaciona para os aços conforme o modelo proposto que:

$$H = T[C + \log(\tau)] \quad (18)$$

4 METODOLOGIA

O fluxograma apresentado na Figura 27 mostra os procedimentos realizados na metodologia adotada.

Figura 27- Fluxograma básico dos procedimentos realizados.



Fonte: Elaborado pelo autor.

4.1 Material no estado bruto de fundição

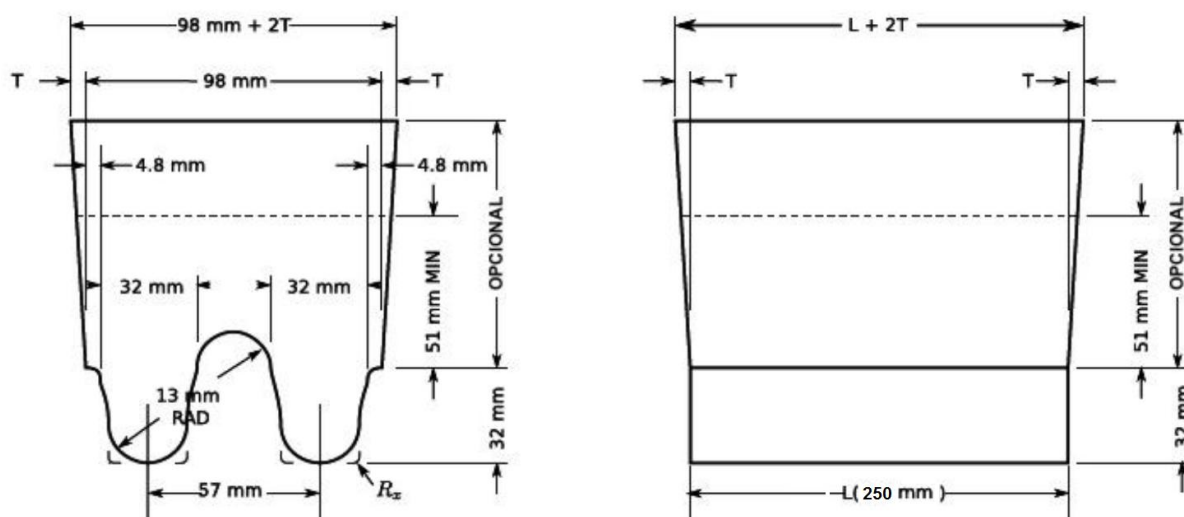
A produção do ferro fundido nodular de matriz ferrítica ocorreu na empresa BR Metals, em forno elétrico de indução, em cadinho de capacidade útil de 1 t, elaborado conforme norma DIN 1693, classe GGG-40. Posteriormente, o metal base passa pelo processo de nodularização e inoculação, para posterior vazamento em molde rígido em areia resinada. O material utilizado para a produção era constituído de 10% de sucata de aço baixo carbono, 30% de retorno de ferro nodular e 60% de ferro gusa.

O processo de nodularização ocorreu através da técnica “sandwich”. Onde é colocada a liga nodularizante Fe-Si-Mg, com 6% a 10% de Mg e granulometria fina. Em seguida é coberta com pequenos pedaços da sucata de ferro fundido para retenção da liga nodularizante, retardando a reação da mesma com metal base. O processo de inoculação ocorre simultaneamente através da adição de compostos de ferro silício e terras raras, com características fortemente grafitizantes.

O vazamento ocorreu com a temperatura em torno de 1375°C, (medida através de pirômetros de imersão calibrados). As medições de temperatura do metal ocorreram antes e após os processos de nodularização/inoculação.

As amostras para análises químicas foram retiradas, sob a forma de pastilhas, durante o vazamento em coquilhas de cobre refrigerada (Figura 28), antes do tratamento do metal base e após à adição de nodularizante e inoculante.

Figura 28 - Dimensões do corpo de prova tipo dupla quilha.



Fonte: ASTM E-8M, 2013. Adaptado pelo autor.

As análises químicas foram feitas nas pastilhas, em espectrômetro ótico de emissão, marca Shimadzu OHS5500 no laboratório da BR Metals.

4.2 Preparação das amostras

Depois de recebidas, as amostras foram cortadas utilizando a serra de fita Franho FM1600 do laboratório de usinagem da PUC-MG. Foram cortadas 279 amostras sendo 261 corpos de prova com dimensões de 10x10x15 mm para tratamentos térmicos, ensaios mecânicos de dureza, metalografia, MEV, difração por raios-X e 18 tarugos com dimensões de aproximadamente 30x30x200 mm para os tratamentos térmicos e ensaios de tração.

4.3 Tratamentos térmicos

Os tratamentos térmicos utilizados foram de austêmpera e revenimento que são explicados nos tópicos a seguir.

4.3.1 Austêmpera

O tratamento térmico de austêmpera foi realizado na empresa Metaltemper. O tratamento consistiu na austenitização do material em forno resistivo à temperatura de 900°C com tempo de 1 hora, seguido de resfriamento em forno de banho de sal até as temperaturas de 260 e 380°C. Com o controle das temperaturas feito através de um termopar imerso no banho, com o sinal de tensão enviado ao computador para registro e conversão em temperatura. Os fornos de banho de sal funcionam a resistência elétrica e/ou combustão de gás natural. Os tempos de manutenção nestas temperaturas de austêmpera variaram de 1 a 120 minutos. Posteriormente a este tempo de manutenção, as amostras foram resfriadas em salmoura até a temperatura ambiente. A Tabela 12 mostra o tratamento térmico relacionando temperaturas e tempos de austêmpera. Para ambas as temperaturas de austêmpera (260 e 380°C) foram utilizadas uma amostra para cada tempo do tratamento térmico, no tempo de 15 minutos utilizou-se 121 amostras para posterior tratamento de revenimento.

Tabela 12 - Tratamento de austêmpera.

Temperatura (°C)	tempo (minutos)
260	1/5/7/10/15/30/60/90/120
380	1/5/7/10/15/30/60/90/120

Fonte: Elaborado pelo autor.

4.3.2 Revenimento

O tratamento térmico de revenimento ocorreu laboratório de materiais de construção mecânica da PUC-MG, utilizando-se quatro muflas com controle de temperatura feito através de controladores digitais. O relé é do tipo eletrônico com precisão de temperatura de $\pm 0,1$ °C. A Tabela 13 mostra as temperaturas e tempos utilizados no tratamento térmico. Para cada temperatura e respectivos tempos de revenimento foi utilizado um corpo de prova austemperado em 15 minutos nas temperaturas de 260 e 380°C.

Tabela 13 - Tratamento de revenimento.

Temperatura (°C)	Tempo (minutos)
200	60/120/180/240/300/480/600/900/1440
250	60/120/180/240/300/480/600/900/1440
300	60/120/180/240/300/480/600/900/1440
350	60/120/180/240/300/480/600/900/1440
400	60/120/180/240/300/480/600/900/1440
450	60/120/180/240/300/480/600/900/1440
500	15/30/45/60/90/120/180/240/300/480/600/900/1440
550	15/30/45/60/90/120/180/240/300/480/600/900/1440
600	5/15/30/45/60/90/120/180/240/300/480/600/900/1440
650	5/15/30/45/60/90/120/180/240/300/480/600/900/1440
700	5/15/30/45/60/120/180/240/300/480/600/900/1440

Fonte: Elaborado pelo autor.

4.4 Ensaios metalográficos

Os ensaios metalográficos ocorreram com o objetivo de verificar as fases presentes na microestrutura do material estudado. O primeiro passo da preparação

dos ensaios metalográficos é o embutimento em baquelite, utilizando-se um embutidor a quente. Posteriormente, as amostras foram lixadas com lixas de granulometria de 180#, 220# 320#, 400#, 500#, 600# e 1200#, 1500#, 2000# e polidas com alumina. Em seguida, as amostras foram imersas em solução de nital 2% pelo tempo de aproximadamente 10 segundos. Após esta etapa, as amostras foram levadas ao microscópio óptico para serem observadas com aumento mínimo de 10 até 100 vezes.

As amostras inicialmente utilizadas no ensaio para posterior caracterização da microestrutura estão na Tabela 14.

Tabela 14 - Metalografia.

Amostra	tempo (minutos)
Estado bruto	-
Austemperada 260°C	1/5/15/30/60/120
Austemperada 380°C	1/5/15/30/60/120

Fonte: Elaborado pelo autor.

Na sequência do ensaio metalográfico, as amostras utilizadas para posterior caracterização foram as austemperadas nas temperaturas de 260 e 380°C por 15 minutos e revenidas nas temperaturas de 200 a 700°C no tempo de 1 a 24 horas.

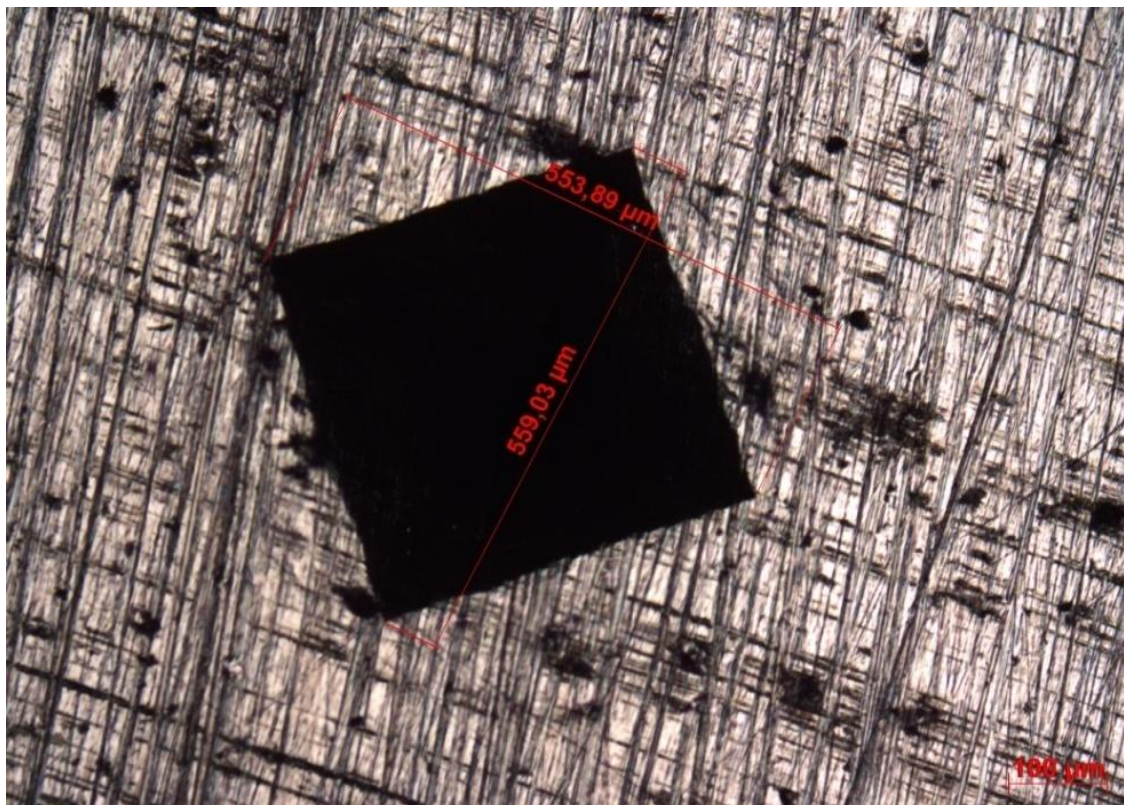
4.5 Ensaio mecânicos

Os ensaios mecânicos foram realizados em corpos de prova característicos a cada ensaio, nos estados de bruto de fusão, ADI e ADI revenido.

4.5.1 Ensaio de dureza

A medição em escala Vickers foi feita em equipamento com carga de 50kgf para dureza e a medição das diagonais foi feita em microscópio óptico nas amostras lixadas e polidas como mostra a Figura 29.

Figura 29 - Impressão Vickers e medição das diagonais.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Foram realizadas seis medições em cada uma das amostras, para assim, calcular a média e o desvio padrão, através das equações abaixo:

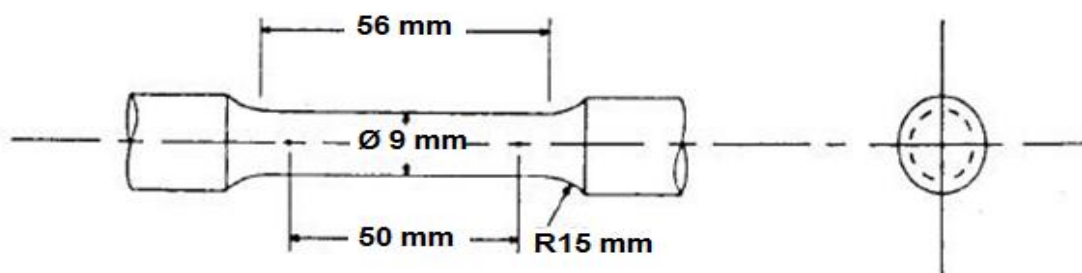
$$\bar{X} = \frac{\sum x}{n} \quad (19)$$

$$\sigma = \sqrt{\frac{\sum (x - \bar{X})^2}{(n_2 - 1)}} \quad (20)$$

4.5.2 Ensaio de tração

As amostras no estado bruto de fusão foram cortadas em serra de fita e pré-usinados em torno. Em seguida, foram tratadas termicamente em austêmpera nas temperaturas 260 e 380°C por 15 minutos e usinados nas dimensões finais, conforme norma ASTM E-8M, 2013 (Figura 30).

Figura 30 - Corpo de prova para ensaio de tração.



Fonte: ASTM E-8M, 2013. Adaptado pelo autor.

Na Tabela 15 tem-se a relação dos corpos de prova para os ensaios de tração.

Tabela 15 - Relação dos corpos de prova para ensaios de tração.

Corpo de prova	Tratamentos térmicos		Quantidade
1	-	-	2
2	Austemperado 260°C 15 minutos	-	2
3	Austemperado 260°C 15 minutos	Revenido 250°C 60 minutos	2
4	Austemperado 260°C 15 minutos	Revenido 500°C 60 minutos	2
5	Austemperado 260°C 15 minutos	Revenido 700°C 60 minutos	2
6	Austemperado 380°C 15 minutos	-	2
7	Austemperado 380°C 15 minutos	Revenido 250°C 60 minutos	2
8	Austemperado 380°C 15 minutos	Revenido 500°C 60 minutos	2
9	Austemperado 380°C 15 minutos	Revenido 700°C 60 minutos	2

Fonte: Elaborado pelo autor.

Os ensaios de tração ocorreram no laboratório de materiais da empresa FCA S/A, realizados em máquina universal, com acionamento servo-hidráulico e célula de

carga de 20 t, conectada ao computador com programa de controle e aquisição de dados. O valor do limite de escoamento foi obtido do gráfico, tensão versus deformação a partir da deformação de 0,2%. O limite de resistência foi calculado através da equação (21).

$$\sigma_R = \frac{P_m}{S_0} \quad (21)$$

Onde:

σ_R : limite de resistência à tração;

P_m : carga máxima obtida no ensaio;

S_0 : área inicial do corpo de prova de tração.

O alongamento foi obtido através da equação (22).

$$\Delta l = \frac{l_{ff} - l_0}{l_0} \quad (22)$$

Onde:

l_{ff} : comprimento final do corpo de prova;

l_0 : comprimento inicial do corpo de prova de tração.

A redução de área no ensaio de tração foi calculada de acordo com a equação (23):

$$\varphi = \frac{(D_0^2 - D_f^2)}{D_0^2} \times 100 \quad (23)$$

Onde:

φ : é a redução de área percentual;

D_0 : o diâmetro inicial do corpo de prova;

D_f : o diâmetro final do corpo de prova.

4.6 Difração de raios-X

Os ensaios de difração por raios-X ocorreram no laboratório de materiais do CEFET-MG. Com o objetivo de observar a cinética das transformações de fases do ADI e ADI revenido foi realizada análise quantitativa de fases por difração de raios-X em amostras de ADI e ADI revenido em algumas faixas de tempo de austêmpera e de revenimento, conforme a Tabela 16.

Tabela 16 - Difração por raios-X.

Amostra	Tempo (minutos)
Austemperada 260°C	1/5/10/15/30/60
Austemperada 260°C e revenida 250°C	60
Austemperada 260°C e revenida 500°C	60
Austemperada 260°C e revenida 700°C	60

Fonte: Elaborado pelo autor.

A análise foi realizada com uma fonte laboratorial de radiação (CuK α) com resolução do ângulo de difração (2θ) igual a 0,02°.

Utiliza-se para o calculo do percentual de cada fase presente através da equação (24) (ZAMMIT et al, 2012):

$$\gamma_{ret} = \frac{\sum I_{\gamma}}{\sum I_{\alpha} + I_{\gamma}} \quad (24)$$

Onde:

γ_{ret} é a fração volumétrica de austenita retida;

I_{γ} é a área do pico de γ ;

I_{α} é a área do pico de α .

O parâmetro de rede (a) é determinado utilizando-se a lei de Bragg:

$$n \times \lambda = 2 \times d_{hkl} \times \text{sen}\theta \quad (25)$$

e

$$d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2+k^2+l^2}} \quad (26)$$

$$a = \frac{n \times \lambda \times \sqrt{h^2+k^2+l^2}}{2 \times \sin \theta} \quad (27)$$

Onde:

n : é a ordem de difração;

λ : é o comprimento de onda, no caso do Cu 1,5406Å;

h , k e l : são os índices de Miller do plano cristalino;

θ : é o ângulo de reflexão.

O percentual ou teor de carbono diluído na austenita foi determinado por meio da variação do parâmetro celular (ou de rede) da estrutura do Fe CFC (“ a ”), seguindo a relação abaixo equação (28) (DARWISH, 1993).

$$\%C = \frac{(a-3,548)}{0,044} \quad (28)$$

As proporções entre as fases austenita retida e ferrita acicular foram calculadas a partir da integração das áreas sob os picos (110), (200), (211) e (220) para a ferrita acicular e (111), (200), (220) e (311) para a austenita retida. Os picos (111) e (110), por exemplo, apresentam certa superposição, por este motivo o refinamento dos dados foi feito pelo método de Rietveld. Neste caso, a separação entre os picos é feita com base nas informações de outros picos que são isolados. Para a análise dos dados (espectros) gerados pelos ensaios utilizou-se o software PEAKFIT V 4.11.

4.7 Modelo matemático para o revenimento

Utilizou-se o software ORIGINPRO 8 para plotar o gráfico de dureza versus tempo de revenimento. Desse modo foi possível à determinação do valor de b e em seguida solicitou-se o melhor ajuste para a equação (15).

Os valores de $\left(\frac{dH_1}{dT}\right)$ utilizados são para o tempo de 60 minutos. Esses valores teoricamente deveriam ser constantes. Como se dispunha de tempos diferentes de revenimento, adotaram-se os valores de 5 minutos até 24 horas e média. Depois se calculou o valor de C para cada condição de $\left(\frac{dH_1}{dT}\right)$ e o C médio.

5 ANÁLISE DE RESULTADOS

Nos itens a seguir têm-se os resultados obtidos juntamente com análise dos ensaios e procedimentos de caracterização, realizados no ferro fundido nodular de matriz ferrítica nas condições de bruto de fusão, somente austemperado e austemperado e revenido.

5.1 Material no estado bruto

A composição química do ferro fundido nodular bruto de fusão em percentual de peso, utilizado nos ensaios, é apresentada na Tabela 17.

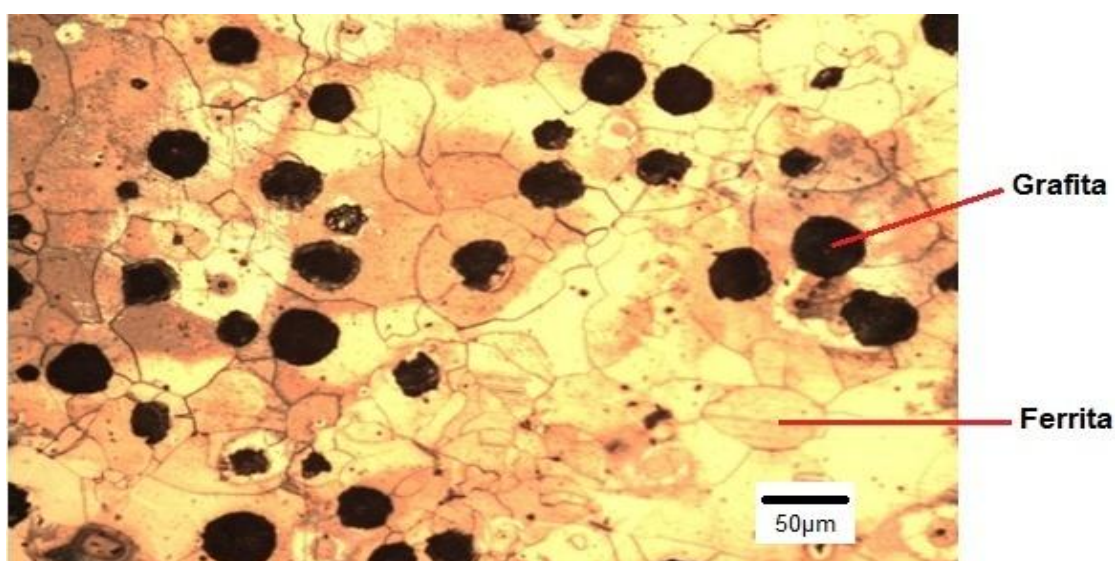
Tabela 17 - Composição química da liga fundida.

%C	%Si	%Mn	%S	%Cr	%Cu	%Mg	%P	%Sn
3,17	3,70	0,18	0,01	0,04	0,07	0,05	0,04	0,01

Fonte: Elaborado pelo autor.

O teor de silício na composição do material influencia diretamente na formação dos nódulos de grafita e na matriz totalmente ferrítica (GODFREY, 1990), conforme mostrado na Figura 31.

Figura 31 - Microestrutura da amostra no estado bruto de fusão com reagente Nital 2%(20X).



Fonte: Elaborado pelo autor.

A Tabela 18 apresenta os resultados dos ensaios de dureza e tração com valores médios e desvio padrão do ferro fundido nodular bruto de fusão.

Tabela 18 – Resultados de ensaios mecânicos do material no estado bruto.

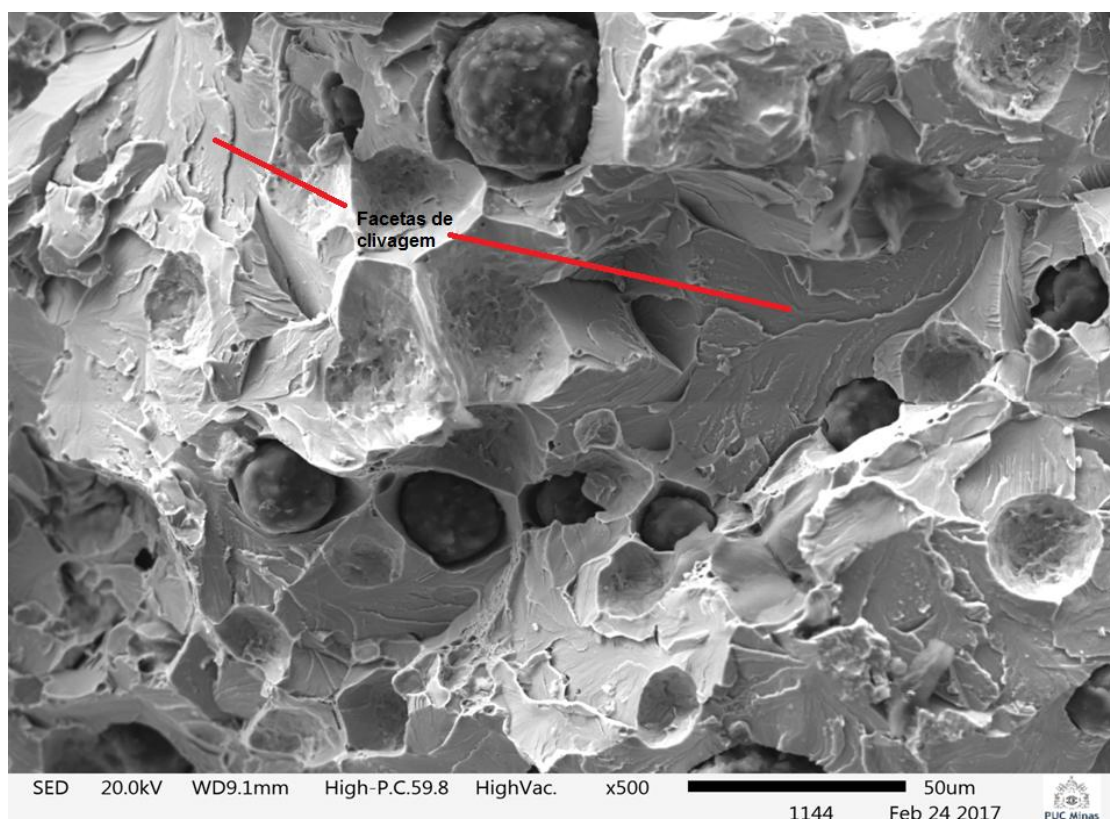
Material	Dureza (HV)	LR (MPa)	LE (MPa)	Along. (%)
Estado bruto	206 ± 3	558 ± 25	452 ± 20	10 ± 0,5

Fonte: Elaborado pelo autor.

O valor da dureza encontrado no material em estado bruto é próximo a classe dos ferros fundidos nodulares GGG 40 (DIN 1693/1973) e FE 3817 segundo ABTN NBR 1691/1981 com matriz predominantemente ferrítica.

Neste presente estudo, obteve-se a análise das superfícies da fratura dos corpos de prova dos ensaios de tração no estado bruto (3,7% Si) através da microscopia eletrônica de varredura (MEV). A fratura observada na Figura 32 mostra o caráter frágil da fratura, evidenciado pela presença de facetas de clivagem ao longo de toda a matriz, e simultaneamente, o início da fratura frágil ocorreu na interface entre os nódulos de grafita e a matriz metálica.

Figura 32 - Micrografia (MEV) do FFN bruto de fusão.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Gonçalves (2015) obteve para o ferro fundido nodular ferrítico (SSDI) no estado bruto, resultados do ensaio de tração (Tabela 19) que corroboram os valores obtidos no presente estudo.

Tabela 19 - Propriedades mecânicas ferro fundido nodular (SSDI).

Material	Faixa Si (%)	LR (MPa)	LE (MPa)	Along. (%)
FFN 1	4,15 – 4,45	560	430	6,0
FFN 2	3,70 – 4,20	530	400	12,5

Fonte: GONÇALVES, 2015. Adaptado pelo autor.

Glavas, Strkalj e Stojakovic (2016) obtiveram resultados semelhantes em seus estudos sobre as propriedades do ferro fundido nodular (FFN) ferrítico com teor de Si variados (Tabela 20).

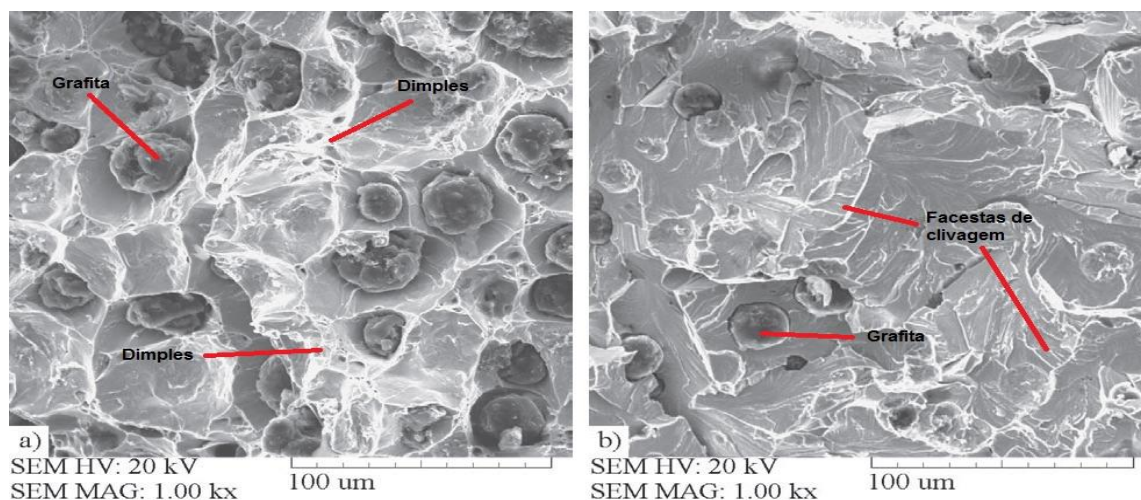
Tabela 20 - Propriedades mecânicas FFN ferrítico.

FFN	Si(%)	LE (MPa)	LR (MPa)	Along. (%)	Dureza (HV)	E. Impacto (J)
1	3,11	356	487	18,5	206	106
2	3,55	410	509	17,4	212	81
3	3,80	468	551	17	226	63
4	4,22	553	637	10,5	251	45
5	4,71	538	592	3,3	282	19
6	5,42	531	531	-	322	10

Fonte: GLAVAS et al, 2012. Adaptado pelo autor.

O aumento do teor de silício reduz o alongamento e a energia de impacto devido ao aumento da fragilização da ferrita e eleva os limites de resistência e escoamento à tração devido endurecimento da matriz. A análise da superfície de fratura de FFN 1 contendo 3,11% Si por MEV mostrou uma deformação plástica significativa de ferrita antes da fratura (Figura 33a). Trata-se de um modelo típico de fratura em forma de ondulações (Dimples), que indica o aumento da plasticidade da ferrita e sua capacidade de absorver energia de impacto. A micrografia obtida por MEV da superfície de fratura de FFN 4 contendo 4,22% Si mostra um exemplo típico de fratura frágil (Facetas de clivagem) devido à baixa plasticidade e alta fragilização de ferrita endurecida pelo silício (Figura 33b).

Figura 33 - Micrografia (MEV) das superfícies de fratura do FFN 1 e FFN4.



Fonte: GLAVAS et al, 2012. Adaptado pelo autor.

5.2 Material austemperado

As amostras de ferro fundido nodular foram austemperadas em duas temperaturas (260 e 380°C) nos tempos de 1 a 120 minutos. Em seguida as amostras foram submetidas a um ensaio de dureza com seis medições por amostra. Obteve-se então, a média e o desvio padrão. Através dos resultados obtidos como mostra a Tabela 21, verifica-se que a dureza do material diminui em relação à austêmpera inicial com o aumento do tempo. O tempo “0” significa o resfriamento em banho de sal na temperatura de austêmpera desejada e imediatamente em seguida o resfriamento em salmoura até a temperatura ambiente.

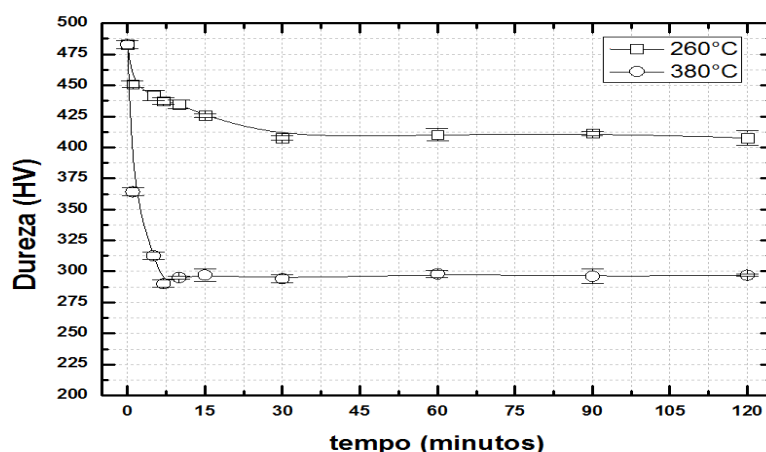
Tabela 21 - Resultados do ensaio de dureza do material austemperado.

Temperatura de austêmpera de 260°C		Temperatura de austêmpera de 380°C	
Tempo (Min.)	Dureza (HV)	Tempo (Min.)	Dureza (HV)
0	483 ± 3	0	398 ± 4
1	451 ± 3	1	364 ± 3
5	442 ± 4	5	313 ± 3
7	437 ± 3	7	290 ± 3
10	435 ± 3	10	295 ± 1
15	426 ± 2	15	297 ± 5
30	407 ± 2	30	294 ± 3
60	410 ± 5	60	298 ± 3
90	411 ± 2	90	296 ± 6
120	408 ± 6	120	297 ± 1

Fonte: Elaborado pelo autor.

Com os dados de dureza obtidos, foi possível elaborar o gráfico da Figura 34, estimando os tempos de estabilização da dureza em ambas as temperaturas de austêmpera. Para a austêmpera de 260°C a dureza decresce até o tempo de 30 minutos, estabilizando-se em seguida. Já para a temperatura de austêmpera de 380°C a dureza decresce mais rapidamente e a partir do tempo de 15 minutos se mantém constante.

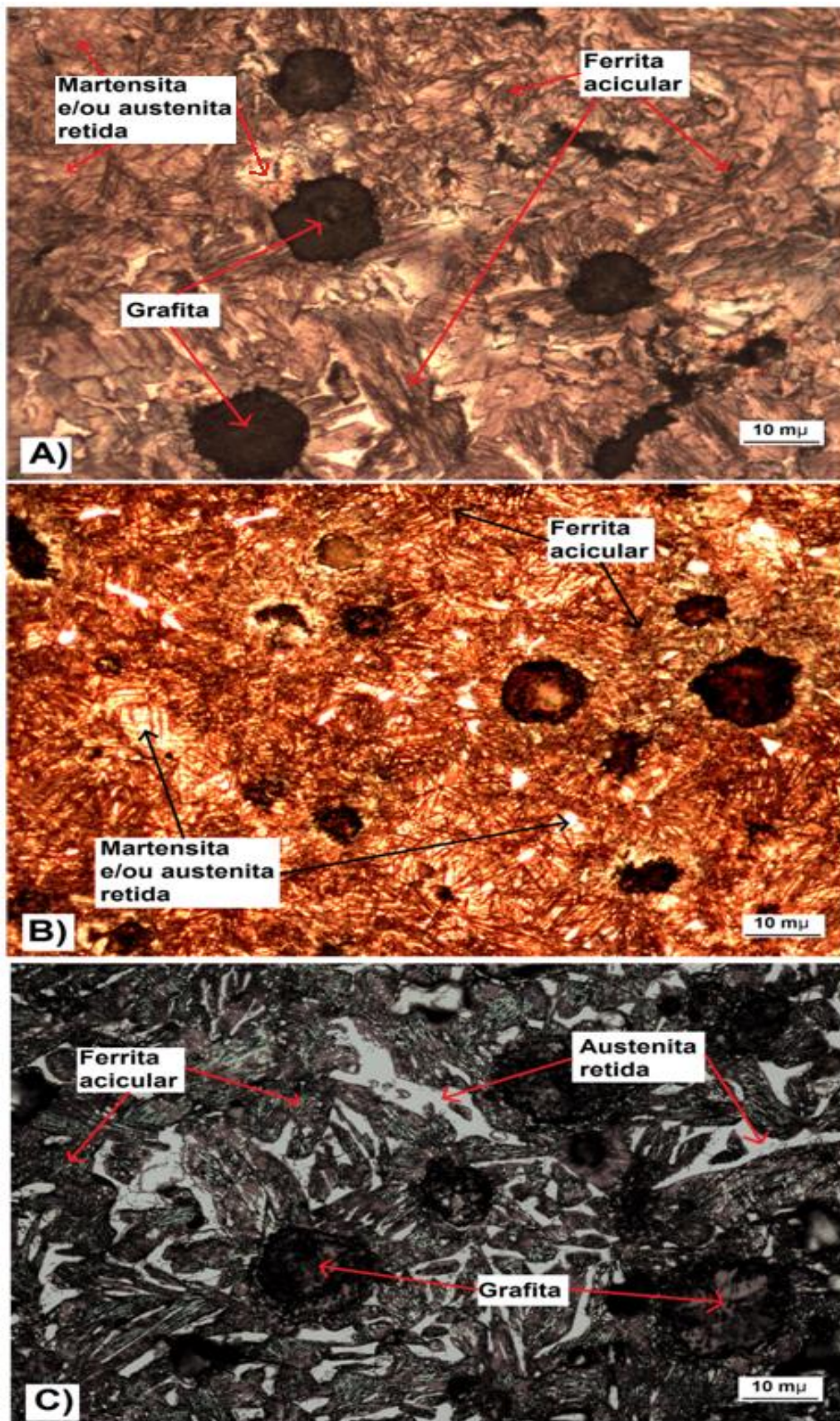
Figura 34 - Gráfico de dureza versus tempo de austêmpera.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A Figura 35 mostra a seguir, microestruturas de amostras obtidas através da observação por microscópio óptico. Na microestrutura do ferro fundido nodular austemperado a 260°C no tempo de 5 minutos (Figura 35A) observa-se os feixes de agulhas da ferrita acicular (cor marrom escura) sobre uma matriz composta aparentemente de austenita retida nas regiões claras e martensita (cor marrom). Para medidas de dureza próximas ou acima de 500 HV, pode-se sugerir que nesse tempo havia presença de austenita, e que no resfriamento, se transformou em martensita e austenita retida. A estabilização dos resultados de dureza pode evidenciar a transformação completa da austenita em ausferrita (DELLARETTI NETO, 2014). A nucleação de ferrita acicular ocorre, predominantemente, a partir dos contornos de grão da austenita, o que promove o fenômeno de partição do carbono para essa fase, reduzindo a temperatura de início de transformação martensítica (linha MS). No entanto, para pequenas frações volumétricas de ferrita acicular, a austenita apresenta menores teores de carbono, sendo, portanto, menos estável e sujeita à transformação em martensita durante o resfriamento rápido (HUPÁLO et al, 2012).

Figura 35 - Micrografia de amostras de ADI a 260°C– A) 5 minutos, B) 15 minutos e 30 minutos (Nital 2% e aumento de 50x).



Fonte: Elaborado pelo autor.

No tempo de 15 minutos (Figura 35B) percebe-se que há a formação de um número grande de agulhas de ferrita acicular (cor escura) e a região clara pode ser austenita retida e/ou martensita. A partir do tempo de 30 minutos há a estabilização da dureza ao longo do tempo e a microestrutura neste tempo (Figura 35C) provavelmente é constituída de ferrita acicular (cor escura) e austenita retida, além dos nódulos de grafita. Nos tempos seguintes de 60, 90 e 120 minutos as microestruturas são semelhantes aos do tempo de 30 minutos.

Para avaliar e determinar as frações volumétricas da ferrita acicular utilizou-se a técnica de difração por raios-X, anteriormente descrita. A Tabela 22 mostra os resultados dos ensaios de difração nas amostras do ADI (260°C) nos tempos de 1, 5, 10, 15, 30 e 60 minutos. Observa-se nos tempos de 1 a 15 minutos um pequeno aumento da fração volumétrica da ferrita e a partir dos 30 minutos há uma redução brusca.

Tabela 22 - Resultados difração por raios-X ADI 260°C.

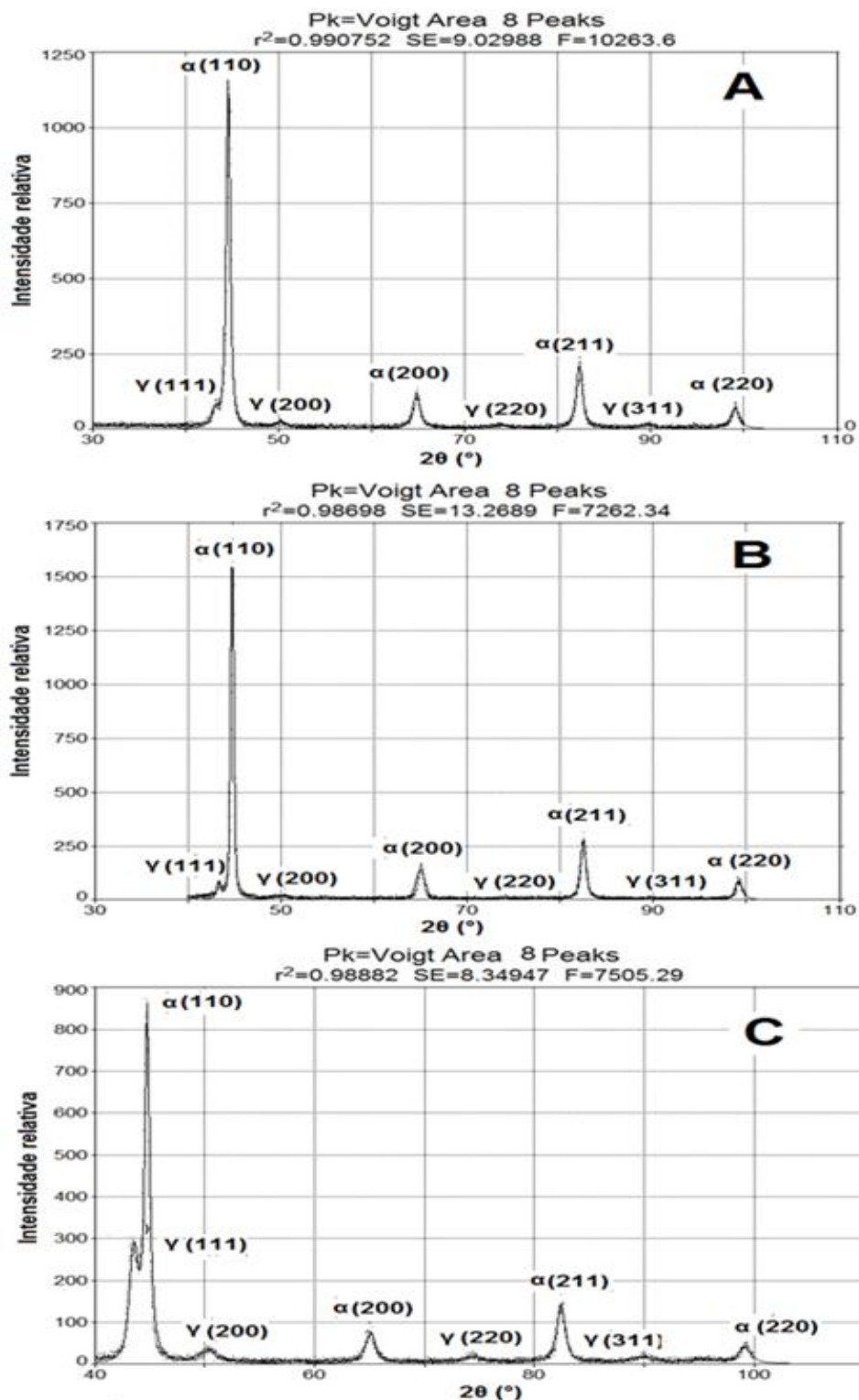
Tempo (min.)	Dureza (HV)	Ferrita (%)	"a" Fe-α (nm)	Austenita (%)	"a" Fe-γ (nm)	%C
1	451 \pm 3	84 \pm 2	0,2865	16 \pm 2	0,3622	1,77
5	442 \pm 4	85 \pm 2	0,2860	15 \pm 2	0,3616	1,55
10	435 \pm 3	87 \pm 2	0,2860	13 \pm 2	0,3616	1,55
15	426 \pm 2	89 \pm 2	0,2859	11 \pm 2	0,3615	1,55
30	407 \pm 2	72 \pm 2	0,2866	28 \pm 2	0,3628	1,77
60	410 \pm 5	76 \pm 2	0,2866	24 \pm 2	0,3628	1,77

Fonte: Elaborado pelo autor.

Supondo a presença de martensita como descrito anteriormente, após os primeiros minutos esta martensita começa a se decompor em ferrita acicular, aumentando a fração volumétrica desta e no tempo de 30 minutos decompõe-se em austenita e ferrita. É necessário informar que através da técnica de difração de raios-x, não é possível a diferenciação entre a ferrita acicular e a martensita (Figura 36), pois as estruturas cristalinas de ambas são semelhantes, podendo haver a superposição dos picos de difração (RAMOS, 2008). Pode-se confirmar esta situação observando os parâmetros de rede ("a") do ferro-alfa (Fe- α) na Tabela 22, possuem os mesmos valores. Os parâmetros de rede foram calculados utilizando-se

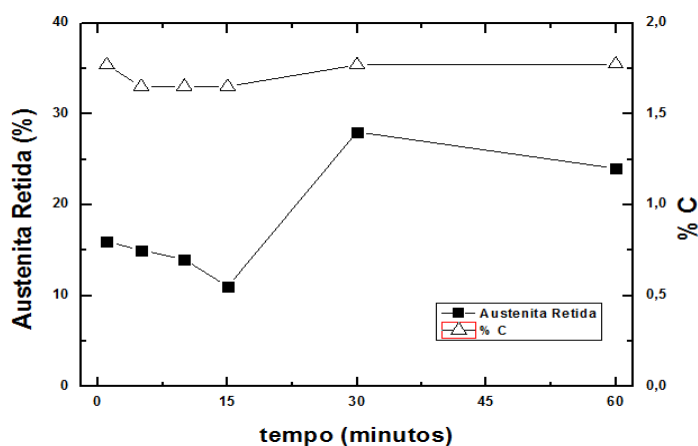
das equações (24, 25, 26 e 27). Calculo-se o percentual de carbono na austenita através da equação (28).

Figura 36 - Espectros da difração com as principais fases presentes nas amostras de ADI 260°C – A) 1 minuto, B) 15 minutos e C) 30 minutos.



Fonte: Elaborado pelo autor.

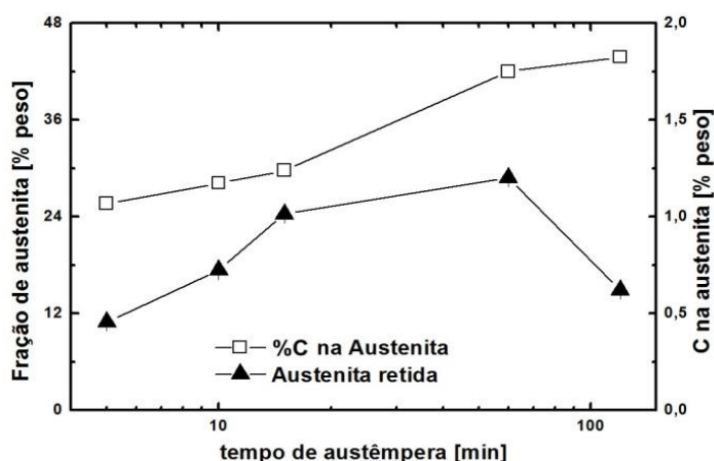
Figura 37 - Fração de austenita retida e carbono dissolvido na austenita em função do tempo de austêmpera (260°C) do FFN.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A Figura 37 mostra que o teor de carbono da matriz austemperada com austenita e ferrita acicular permaneceu constante até tempo de 60 minutos. Como a matriz do ferro nodular é ferrítica não houve transferência de carbono da grafita para a matriz austemperada. Dellaretti Neto (2014) mostrou que o nodular de matriz ferrítica-perlítica apresentou acréscimo no teor de carbono na austenita na condição austemperada até o limite máximo de solubilidade de 2,1% de carbono em peso (Figura 38). Conclui-se que, na temperatura de austêmpera de 320°C, houve difusividade do carbono do nódulo de perlita para a ferrita, enriquecendo, posteriormente a austenita retida na austêmpera.

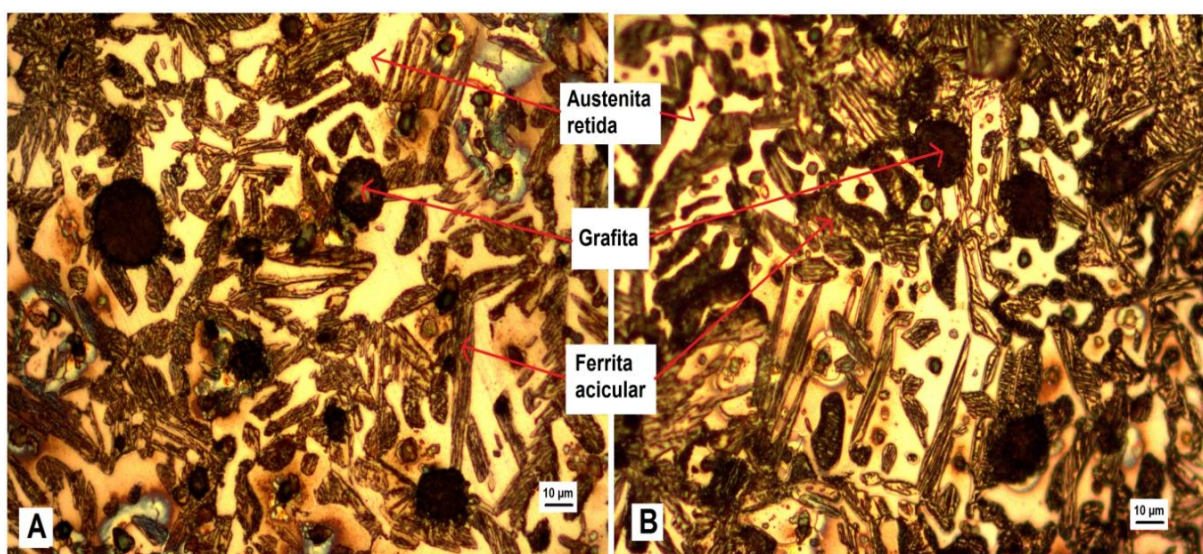
Figura 38 - Fração de austenita retida e carbono dissolvido na austenita em função do tempo de austêmpera (320°C) do FFN.



Fonte: Dellaretti Neto, 2014.

Observa-se na Figura 39 que todas as microestruturas de amostras de ferro nodular austemperado a 380°C em variados tempos apresentam uma matriz constituída por uma mistura de duas fases, uma de ferrita acicular (região escura), a qual é em forma de agulha, e outra de austenita retida (região clara), além de nódulos de grafita.

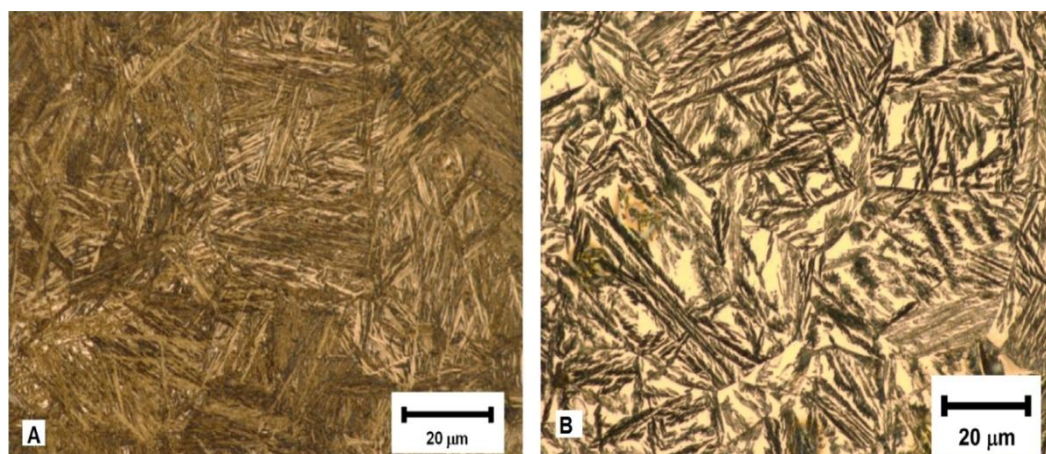
Figura 39 - Micrografia de amostras de ADI a 380°C – A) 7 minutos, B) 15 minutos (Nital 2% e aumento de 50x).



Fonte: Elaborado pelo autor.

Panneerselvam et al. (2014) investigaram o comportamento da austenita no ADI e em seus estudos obtiveram micrografias da microestrutura nas temperaturas de austêmpera de 260 e 385°C e concluíram que para as temperaturas de austêmpera baixas a grande concentração de agulhas de ferrita acicular dificulta a difusão do carbono e para as temperaturas elevadas, a difusão do carbono é facilitada da ferrita para a austenita, formando uma estrutura grosseira. Obtém-se maior quantidade de austenita estável e menor quantidade de ferrita acicular conforme mostra a Figura 40 a seguir.

Figura 40 - Microestrutura do ADI nas temperaturas: A) 260°C e B) 385°C.



Fonte: PANNEERSELVAM et al., 2014. Adaptado pelo autor.

Na tabela 23 são apresentados os resultados do ensaio de tração do ferro fundido nodular nas condições de bruto e austemperado nas temperaturas de 260 e 380°C no tempo de 15 minutos.

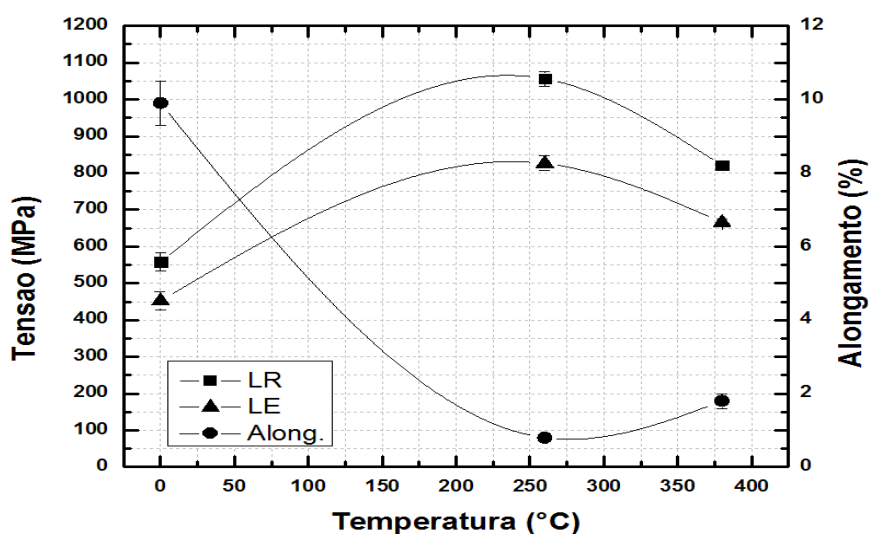
Tabela 23 - Resultado do ensaio de tração do ADI.

ADI	Dureza (HV)	LE (MPa)	LR (MPa)	Alongamento (%)
FFN Bruto	206 ± 3	452 ± 20	558 ± 25	9,9 ± 0,6
260°C – 15 minutos	426 ± 2	826 ± 16	1056 ± 20	0,8 ± 0,1
380°C – 15 minutos	297 ± 5	665 ± 15	820 ± 10	1,8 ± 0,2

Fonte: Elaborado pelo autor.

A Figura 41 a seguir mostra que os limites de resistência e escoamento aumentam em maior intensidade para o ADI (260°C) e em menor intensidade para o ADI (380°C) e o alongamento diminui na mesma proporção comparado ao material em estado bruto (No gráfico, o estado bruto é representado pela temperatura de austêmpera de 0°C). Os resultados mostram que a resistência à tração, o alongamento e limite de escoamento do ferro nodular são influenciadas pelo tratamento térmico (DELLARETTI NETO, 2014) e são coerentes com a caracterização microestrutural e os valores de dureza.

Figura 41 - Influência da temperatura de austêmpera nas propriedades mecânicas do FFN.



Fonte: Elaborado pelo autor.

5.3 Material austemperado e revenido

A Tabela 24 mostra os resultados dos ensaios de dureza no material austemperado e revenido em função do tempo.

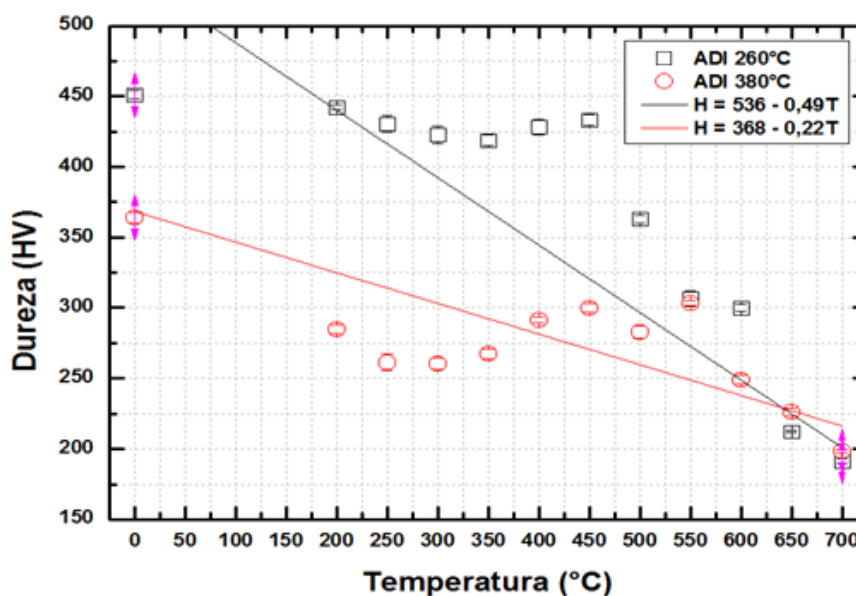
Tabela 24 - Resultado dos ensaios de dureza do ADI (260 e 380°C) revenido.

ADI 260°C 15 minutos Revenido 1 h		ADI 380°C 15 minutos Revenido 1 h	
Temperatura (°C)	Dureza (HV)	Temperatura (°C)	Dureza (HV)
-	451 ± 3	-	364 ± 4
200	442 ± 1	200	285 ± 3
250	431 ± 6	250	261 ± 6
300	423 ± 6	300	260 ± 4
350	419 ± 4	350	267 ± 4
400	428 ± 6	400	291 ± 2
450	433 ± 4	450	300 ± 3
500	363 ± 3	500	283 ± 4
550	307 ± 6	550	303 ± 2
600	300 ± 2	600	249 ± 3
650	212 ± 1	650	226 ± 3
700	191 ± 2	700	198 ± 1

Fonte: Elaborado pelo autor.

A Figura 42 a seguir mostra que a dureza do material em ambas as temperaturas de austêmpera (260 e 380°C) por 15 minutos e revenido por 1 hora decresce com a temperatura de revenimento, sendo este decréscimo maior a partir de 500°C. Para o ADI (260°C) a dureza diminui acentuadamente a partir da temperatura de revenimento de 500°C e para o ADI (380°C) a partir 600°C. Nota-se que nas temperaturas inferiores de revenimento há uma oscilação dos valores de dureza, menor no ADI (260°C) em relação ao ADI (380°C).

Figura 42 - Perfil de dureza do ADI revenido por 1 hora.

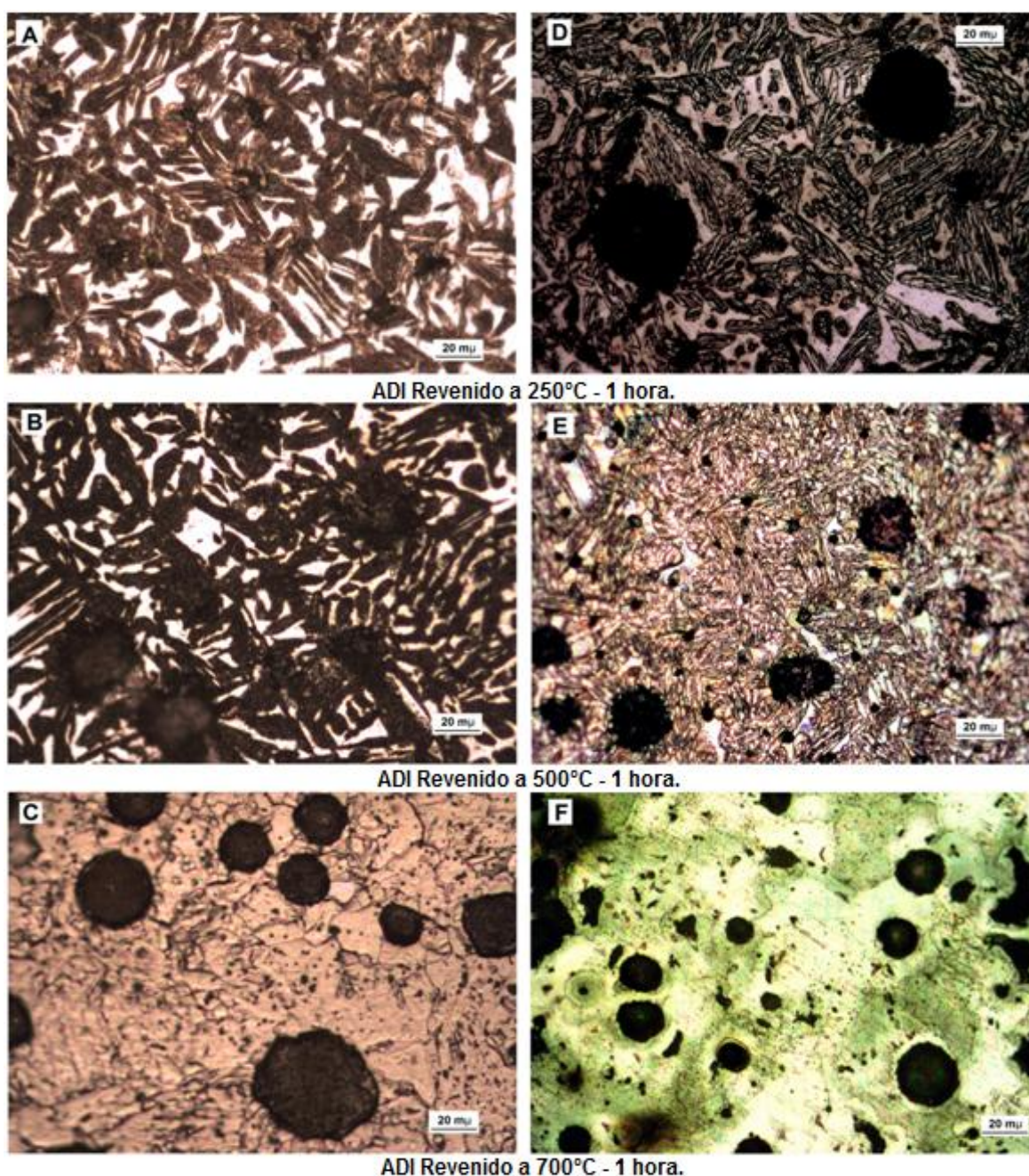


Fonte: Elaborado pelo autor.

Na Figura 43 (A, B e C) a seguir observa-se o efeito do revenimento nas amostras do ADI a 260°C no tempo de 15 minutos e depois revenido nas temperaturas de 250, 500 e 700°C no tempo de 1 hora. Nota-se que a microestrutura é composta de ferrita acicular, austenita e nódulos de grafita nas temperaturas 250 e 500°C (Figura 43A e 43B) e ferrita equiaxial na temperatura de 700°C (Figura 43C). O valor da dureza para o ADI a 260°C diminui de aproximadamente 300HV na temperatura de 600°C de revenimento para 226HV na temperatura de 650°C, indicando que a ferritização da matriz inicia-se nestas condições. Nas amostras do ADI a 380°C no tempo de 15 minutos e revenido nas mesmas condições, ocorre situação semelhante como se observa na Figura 43 (E, F e G), com a ferritização iniciando-se na temperatura de revenimento de 600°C conforme o valor de dureza de 249HV.

Através da Figura 43 nota-se também que nas temperaturas mais elevadas de revenimento (a partir de 500°C) para a amostra do ADI (380°C) (Figura 43E) há o crescimento da quantidade e tamanho dos nódulos de grafita, nas amostras de ambas as temperaturas de austêmpera e revenidas a 700°C essa condição é mais perceptível. Isto ocorre durante a ferritização em função do carbono disponível na matriz (FRANÇA et al, 2015).

Figura 43 - Micrografias de amostras de ADI revenidos em função do tempo (260°C A, B e C) (Nital 2% e aumento de 50x).



Fonte: Elaborado pelo autor.

Foram realizados ensaios de difração por raios-X nas amostras do ADI a 260°C por 15 minutos e revenido nas temperaturas de 250, 500 e 700°C como mostra a Tabela 25 a seguir.

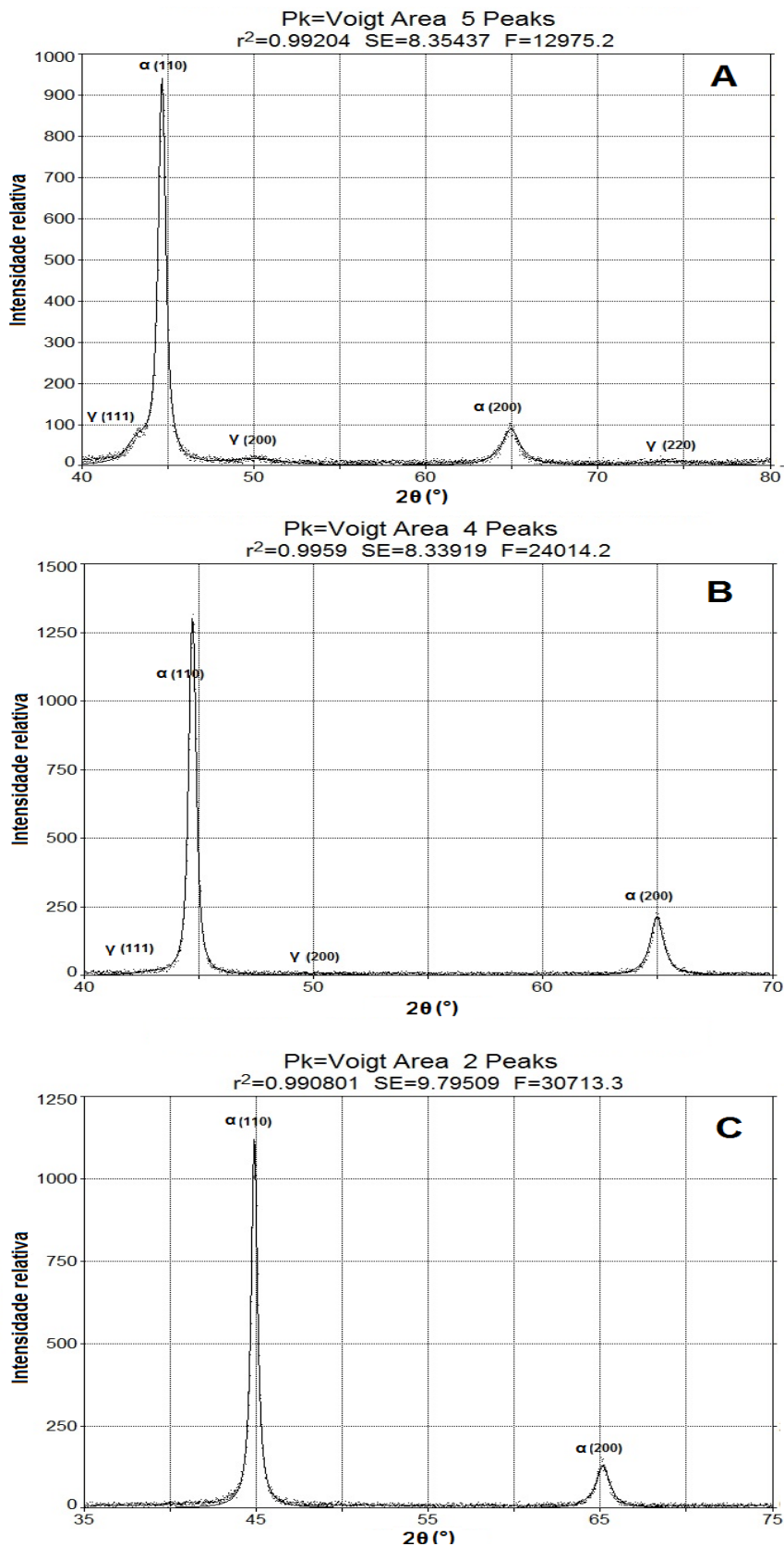
Tabela 25 - Resultados difração por raios-X do ADI 260°C por 15 minutos e revenido por 1 hora.

Temperatura de revenimento (°C)	Dureza (HV)	Ferrita (%)	"a" Fe- α	Austenita (%)	"a" Fe- γ	%C
250	431 \pm 6	92	0,2866	8	0,3626	1,77
500	363 \pm 3	95	0,2866	5	0,3634	1,77
700	191 \pm 2	100	0,2855	0	-	-

Fonte: Elaborado pelo autor.

Analisando o espectro de difração por raios-X da Figura 44A a seguir, os picos (111), (200) e (220) na amostra austemperada a 260°C e revenida a 250°C por uma hora referem-se à austenita retida, com a proporção de 8% em relação à ferrita acicular e 1,77% em peso do carbono contido (Tabela 25). Na condição de revenido a 500°C no mesmo período de tempo o valor da austenita diminui a 5% em peso. A austenita no estado metaestável decompõe-se em ferrita acicular, liberando carbono para a grafita confirmando o efeito do revenimento (PUTATUNDA et al, 2006; FRANÇA et al, 2015), percebe-se também que o teor de carbono contido aumenta chegando próximo a saturação deste na austenita (Tabela 25) (Figura 44B). O espectro da Figura 44C mostra a decomposição total da austenita em ferrita, esta equiaxial. Nos seus estudos, Putatunda et al. (2006) descreveram que a austenita se decompõe em ferrita equiaxial a partir da temperatura de revenimento entre 450 e 500°C por duas horas e observaram que a austêmpera realizada na temperatura de 260°C apresentou ferrita acicular mais refinada que nas temperaturas de 316 e 385°C. Verificou-se que esse processo geralmente ocorre em ferros nodulares não ligados, e que o efeito do revenimento é mais rápido em altas temperaturas de austêmpera e de revenimento.

Figura 44 - Espectros da difração de raios-X com as principais fases presentes nas amostras de ADI 260°C 15 minutos e revenido por 1 hora – Temperatura de revenimento: A) 250°C, B) 500°C e C) 700°C.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A Tabela 26 mostra os resultados dos ensaios de tração das amostras de ADI (260 e 380°C) por 15 minutos e revenido nas temperaturas de 250, 500 e 700°C por 1 hora. Também os compara com os resultados das amostras somente austemperadas nas mesmas temperaturas e tempo, assim como a amostra do material no estado bruto.

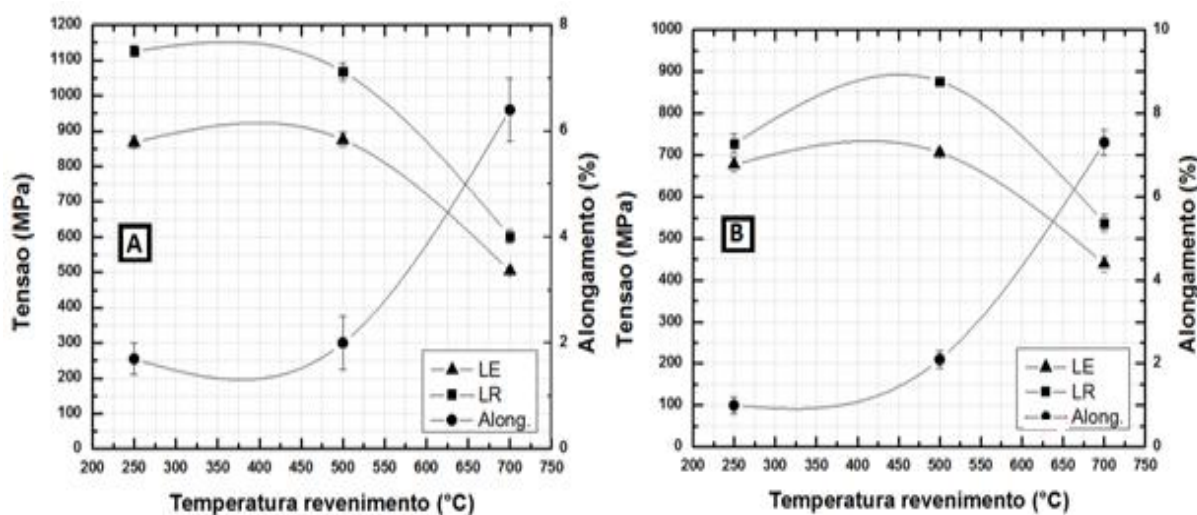
Tabela 26 - Resultado do ensaio de tração do ADI revenido.

Material	LE (MPa)	LR (MPa)	Alongamento (%)
FFN Bruto	452 ± 20	558 ± 25	9,9 ± 0,6
ADI 260° 15 minutos	826 ± 16	1056 ± 20	0,8 ± 0,1
ADI 260°C 15 minutos Revenido (250°C 1h)	868 ± 12	1126 ± 15	1,7 ± 0,3
ADI 260°C 15 minutos Revenido (500°C 1h)	876 ± 20	1068 ± 25	2,0 ± 0,5
ADI 260°C 15 minutos Revenido (700°C 1h)	504 ± 10	602 ± 19	6,4 ± 0,6
ADI 380°C 15 minutos	665 ± 15	820 ± 10	1,8 ± 0,2
ADI 380°C 15 minutos Revenido (250°C 1h)	677 ± 16	727 ± 24	1,0 ± 0,2
ADI 380°C 15 minutos Revenido (500°C 1h)	706 ± 8	877 ± 10	2,1 ± 0,2
ADI 380°C 15 minutos Revenido (700°C 1h)	439 ± 17	537 ± 19	7,3 ± 0,3

Fonte: Elaborado pelo autor.

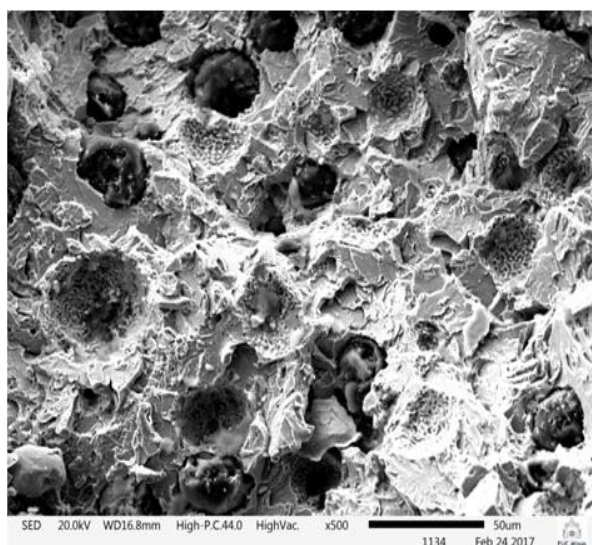
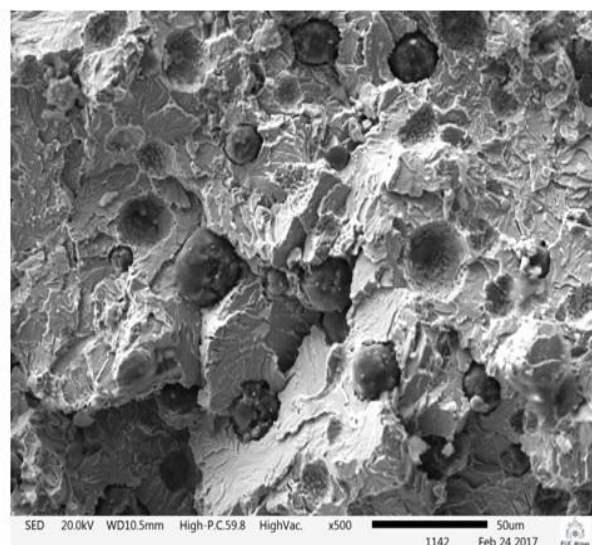
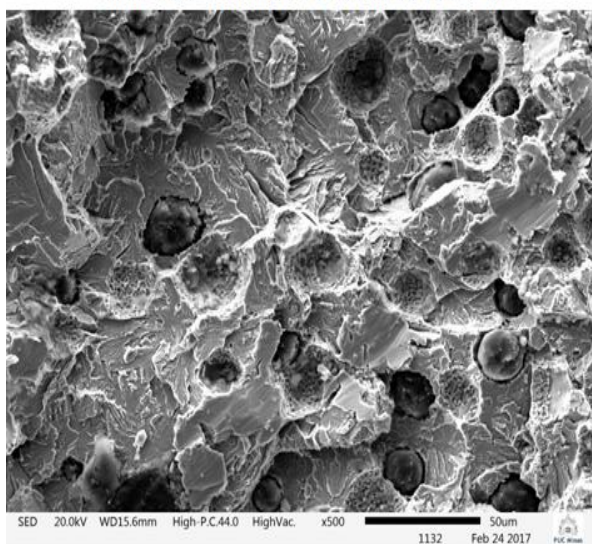
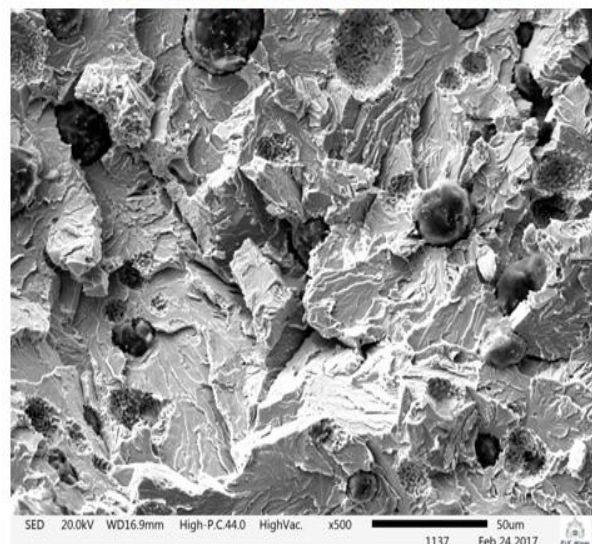
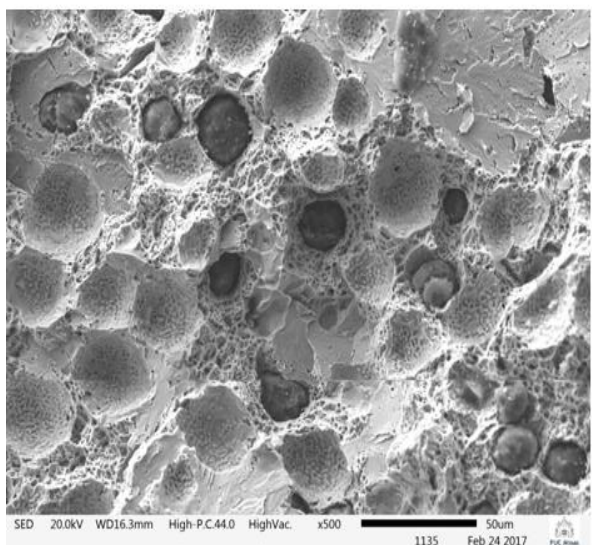
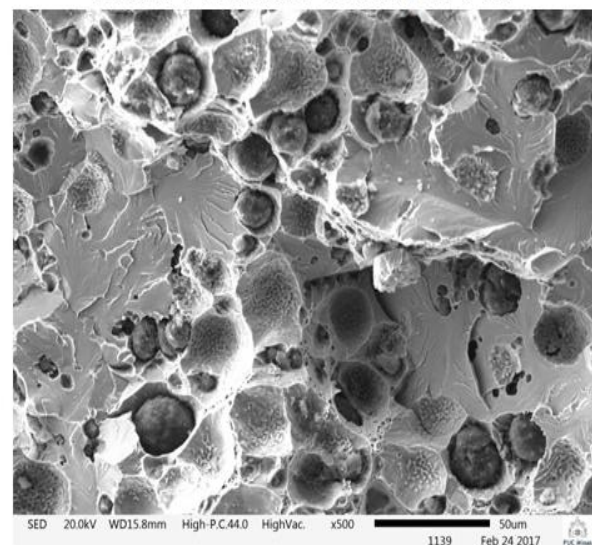
A Figura 45 a seguir mostra o comportamento do ADI revenido, e percebe-se que os efeitos do revenimento são distintos para cada temperatura de austêmpera. Para o ADI a 260°C por 15 minutos com o aumento da temperatura revenimento no tempo de uma hora os limites de escoamento e de resistência diminuem e o alongamento cresce. No ADI a 380°C por 15 minutos, com o aumento da temperatura de revenimento no tempo de uma hora de 250 para 500°C há um aumento nos limites de escoamento e resistência a tração. A partir da temperatura de 500°C há uma diminuição brusca nestas propriedades e um aumento acentuado no alongamento. Os valores obtidos pelos ensaios de tração no ADI revenido estão de acordo como a microestrutura caracterizada e dureza encontradas.

Figura 45 - Influência da temperatura de revenimento nas propriedades mecânicas do material: A) ADI 260°C e B) ADI 380°C.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Após os ensaios de tração os corpos de prova de ADI revenido foram analisados (MEV) nas superfícies das fraturas. As fraturas observadas na Figura 46 a seguir mostram o caráter frágil em todas as situações, evidenciado pela presença de facetas de clivagem ao longo de toda a matriz, e simultaneamente, o início da fratura frágil ocorreu na interface entre os nódulos de grafita e a matriz metálica. Tanto no ADI a 260 e a 380°C por 15 minutos e revenido a 700°C por uma hora percebem-se um indício de ductilidade em função da observação de dimples e do aumento do valor do alongamento obtido nos ensaios.

Figura 46 - Micrografia (MEV) do ADI revenido.**ADI 260°C 15 minutos - Revenido 250°C 1h.****ADI 380°C 15 minutos - Revenido 250°C 1h.****ADI 260°C 15 minutos - Revenido 500°C 1h.****ADI 380°C 15 minutos - Revenido 500°C 1h.****ADI 260°C 15 minutos - Revenido 700°C 1h.****ADI 380°C 15 minutos - Revenido 700°C 1h.**

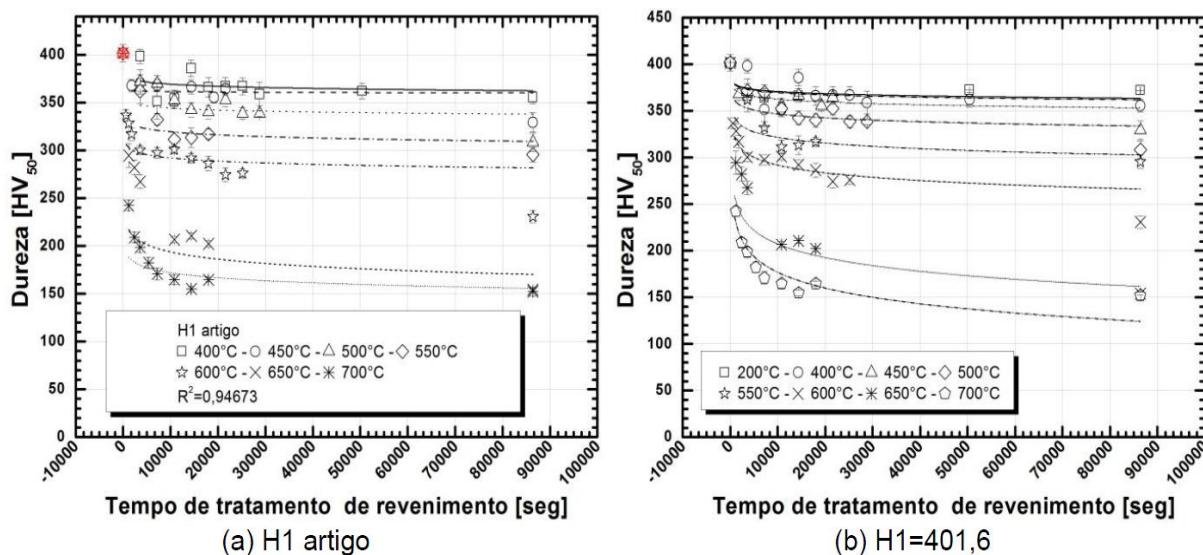
Fonte: Elaborado pelo autor.

5.3.1 Modelagem matemática do revenimento para o ADI

A seguir observam-se os resultados da modelagem matemática para as curvas de revenimento do ADI a 260 e 380°C por tempo de 15 minutos em vários tempos de revenimento (5 minutos a 24 horas) nas temperaturas de revenimento de 250 a 700°C.

Para comparação, França (2015) em seus estudos sobre o revenimento em ADI utilizou-se desse modelo e inicialmente obteve o perfil de dureza do ADI em variadas temperaturas e tempos de revenimento. Em seguida como mostra a Figura 47 realizou o ajuste sobre as curvas.

Figura 47 - Modelamento das curvas de revenimento.

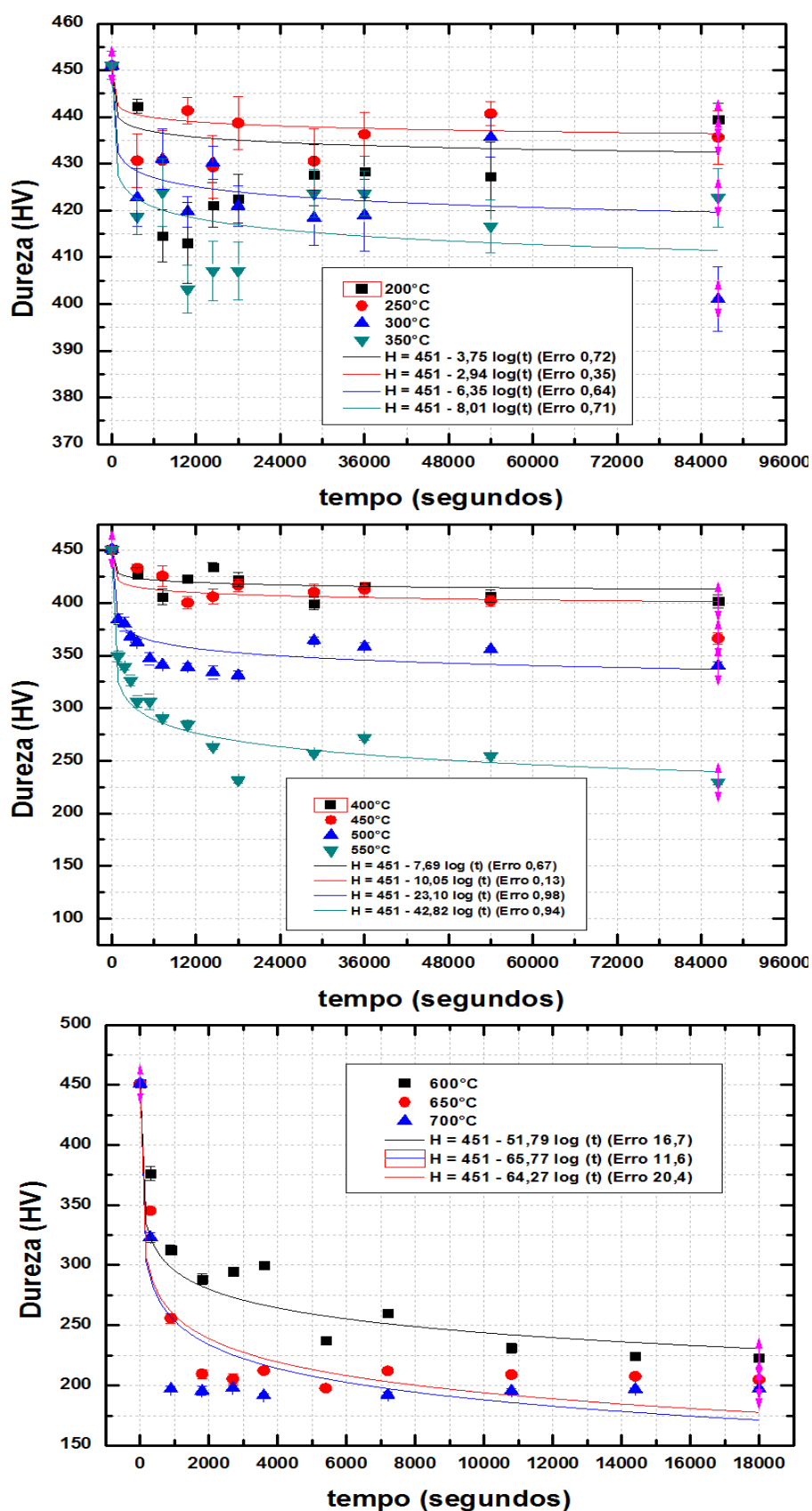


Fonte: FRANÇA, 2015.

Na Figura 48 a seguir são apresentados os perfis de dureza em função da temperatura e o tempo de revenimento do ADI (260°C). As curvas foram levantadas através dos dados obtidos no ensaio de dureza. Observa-se que nas temperaturas de revenimento de 200 a 500°C apesar de haver variação dureza ao longo do tempo, não houve um decréscimo acentuado da mesma. Nas temperaturas de revenimento de 600, 650 e 700°C houve uma significativa redução na dureza do material à medida que se aumentava o tempo de revenimento.

Através do modelo matemático proposto por Wan, Xiong e Suo (2005), utilizando as equações (14) e (15). Para obter o ajuste b , foi utilizado o software ORIGINPRO 8.

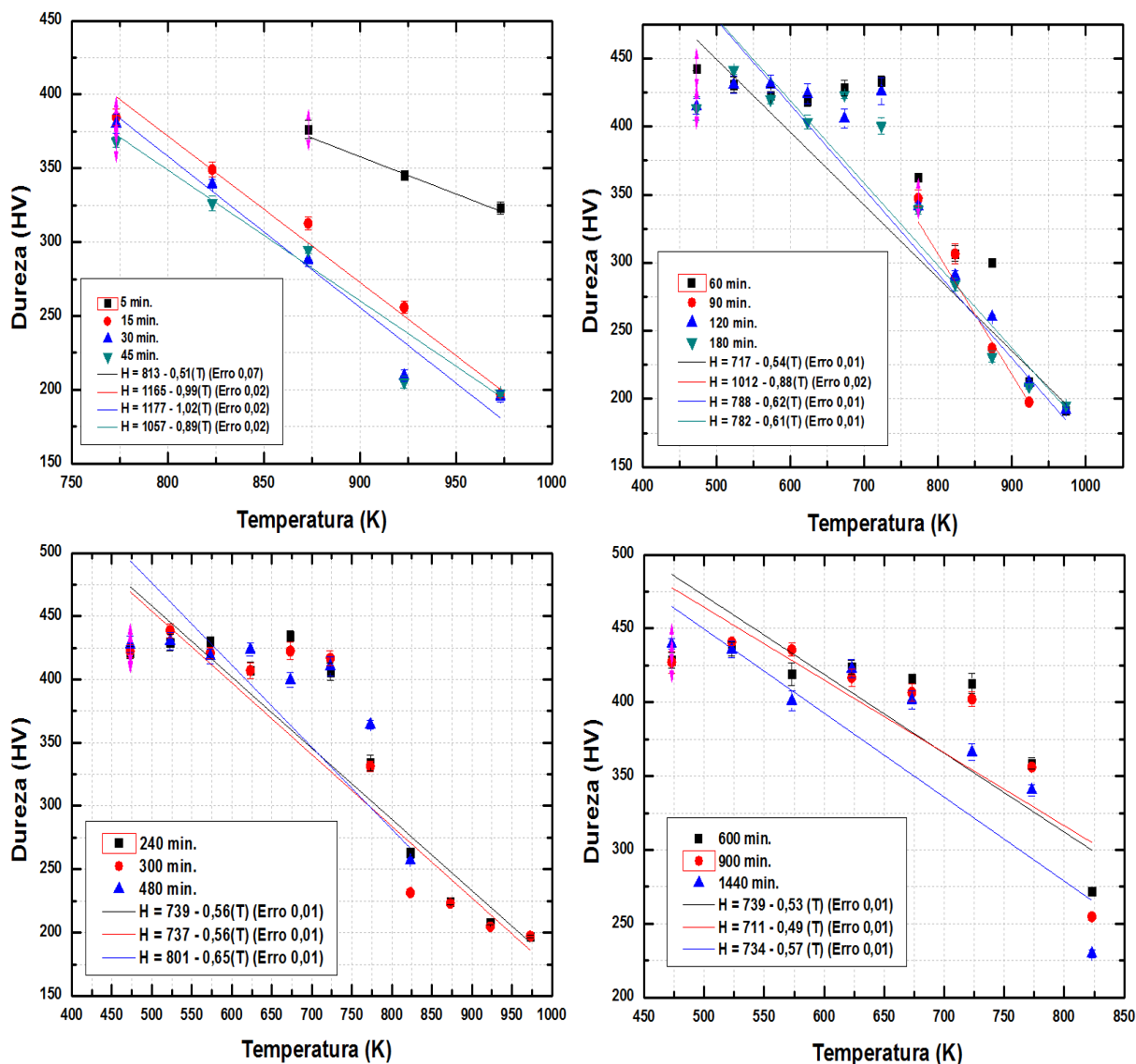
Figura 48 - Perfil de durezas para os tempos e temperaturas de revenimento aplicados ao ADI 260°C com o ajuste $H = a + b \log(\tau)$ – Equação (14).



Fonte: Elaborado pelo autor.

Obteve-se o parâmetro b através do ajuste do perfil de dureza, em seguida traçou-se o gráfico para a determinação de $\left(\frac{dH_1}{dT}\right)$ com a equação (16). A condição inicial do material, austemperado, foi desconsiderada porque não faz parte do revenimento (Figura 49).

Figura 49 - Determinação do valor de $\left(\frac{dH_1}{dT}\right)$ ADI 260°C.



Fonte: Elaborado pelo autor.

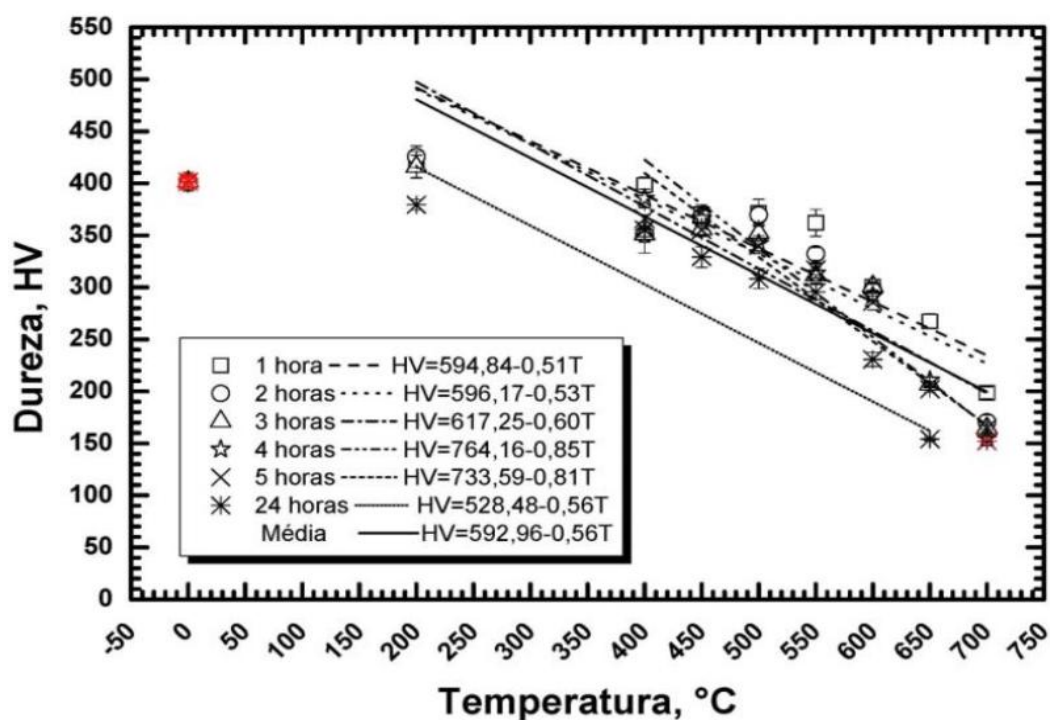
O parâmetro C foi calculado através da equação (17) e os valores são exibidos na Tabela 27.

Tabela 27 - ADI 260°C revenido: C médio.

Temperatura (K)	473	573	623	673	723	773	823	873	923	973	C médio
Parâmetro C	72	52	44	50	41	23	13	12	10	11	33 ± 22

Fonte: Elaborado pelo autor.

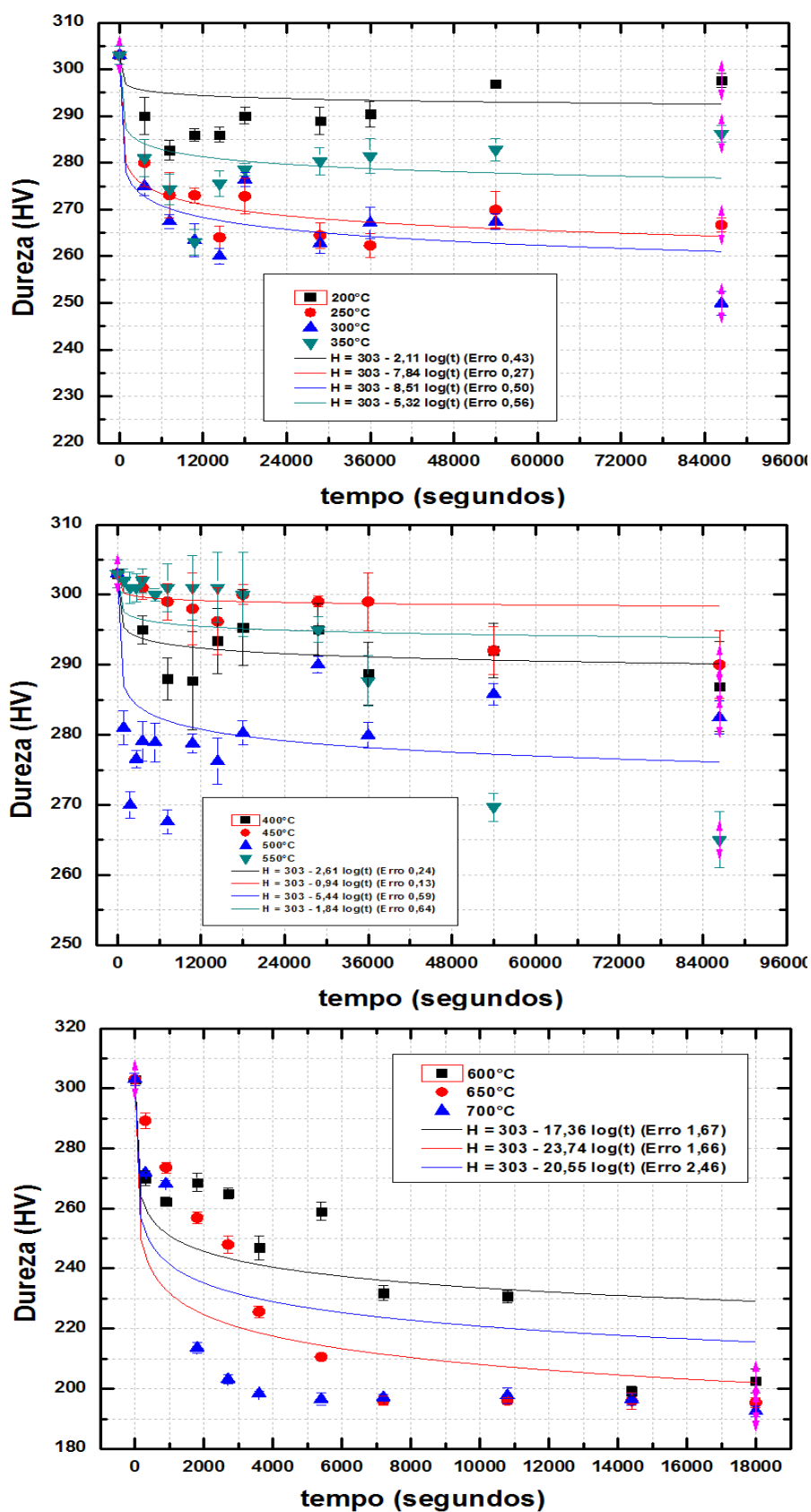
A determinação dos valores de $\left(\frac{dH_1}{dT}\right)$ para os tempos de revenimento de 1, 2, 3, 4, 5 e 24 horas conduziram França (2015), a obtenção dos valores do parâmetro C . O paralelismo entre as retas de ajuste são indicadores de aproximação dos valores de C .

Figura 50 – Determinação do valor de $\left(\frac{dH_1}{dT}\right)$.

Fonte: FRANÇA, 2015.

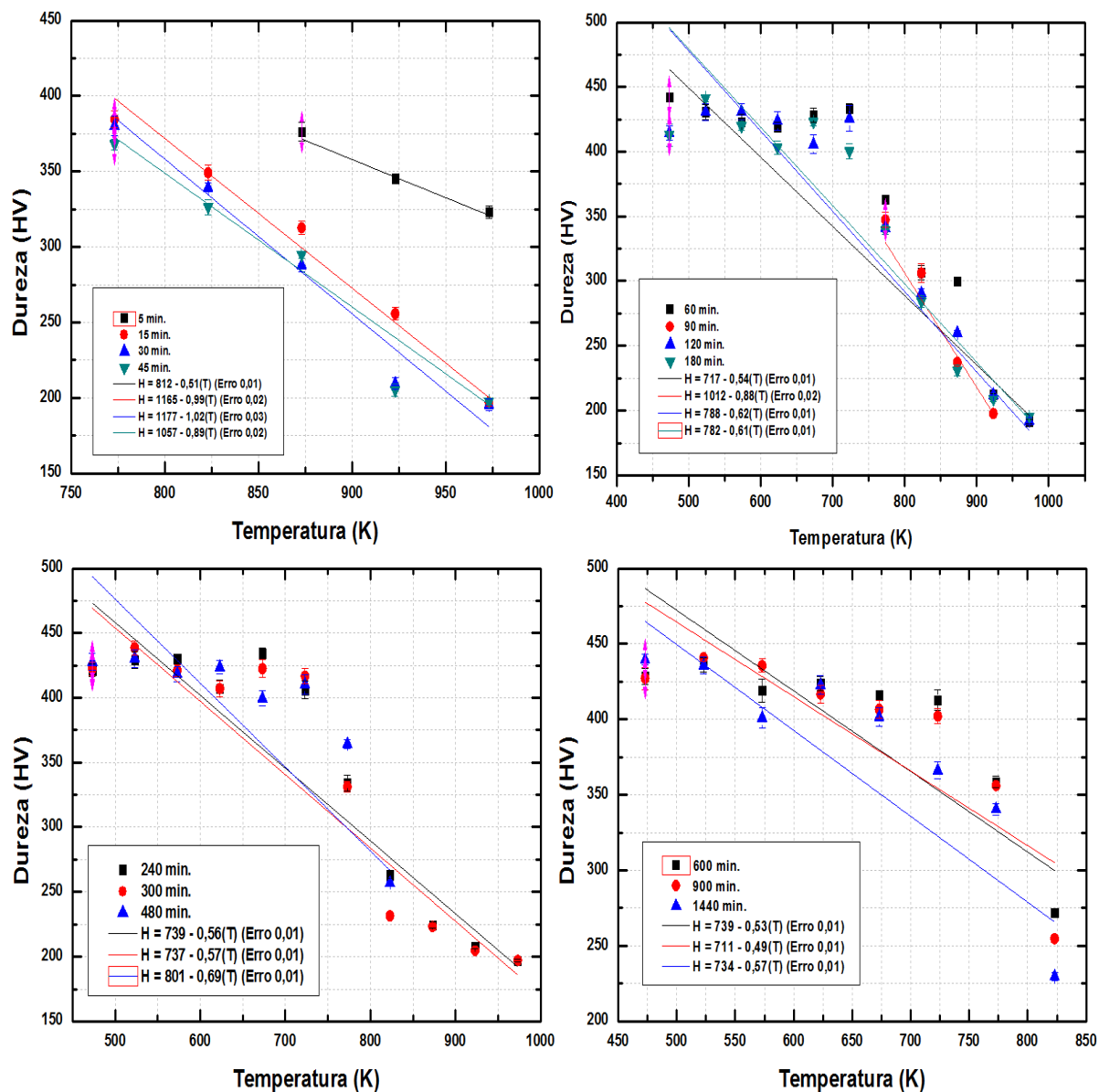
Para o ADI a 380°C e revenido em temperaturas e tempos variados foram feitos a mesma sequência de ajustes e cálculos para determinar o valor do C como mostram as Figuras 51 e 52 a seguir. Observa-se que os valores de dureza deste ADI revenido variam em maior intensidade do que o ADI a 260°C revenido aumentando consideravelmente o desvio padrão dos ajustes.

Figura 51 - Perfil de durezas para os tempos e temperaturas de revenimento aplicados ao ADI 380°C com o ajuste $H = a + b \log(\tau)$ – Equação (14).



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 52 - Determinação do valor de $\left(\frac{dH_1}{dT}\right)$ ADI 380°C.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Os valores da constante C do ADI 380°C revenido foram calculados e são exibidos na Tabela 28.

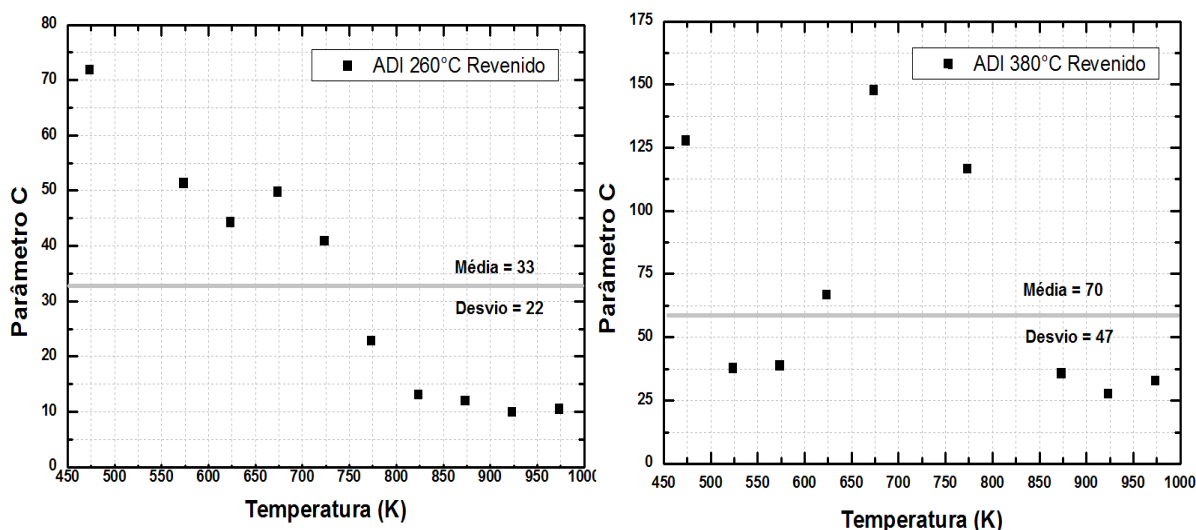
Tabela 28 - ADI 380°C revenido: C médio.

Temperatura (K)	523	573	623	673	723	773	873	923	973	C médio
Parâmetro C	38	39	64	148	41	117	36	28	33	70 ± 47

Fonte: Elaborado pelo autor.

Os valores encontrados para o parâmetro C médio para o ADI (260 e 380°C) possuem um desvio padrão elevado e estão distantes dos valores da literatura (Figura 53). Wan, Xiong e Suo (2005) usaram o tempo em segundos e valor do parâmetro C constante e igual 20. Justificativas para esses resultados divergentes são o tipo de material (Microestrutura com duas fases distintas, austenita retida e ferrita acicular), composição química e heterogeneidade do material (Variáveis de processo). Para França (2015) a equação utilizada por Wan, Xiong e Suo (2005) não foi apresentada adequadamente, sendo este fator o mais relevante considerando que se trata de um modelamento matemático.

Figura 53 - Valores obtidos para constante C .

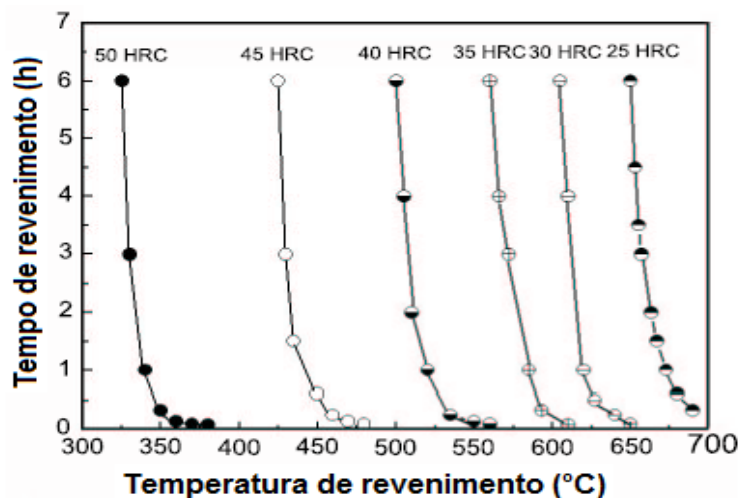


Fonte: Elaborado pelo autor.

Percebe-se que o efeito do revenimento considerando os valores obtidos no modelamento, que em certas faixas de tempo e temperatura os valores do parâmetro são próximos, por exemplo, no ADI a 260°C revenido nas temperaturas a partir de 550°C o valor do C está entre 10 e 13. Isso mostra que o parâmetro C para ferros nodulares pode atender em algumas situações.

No modelo proposto por Wan, Xiong e Suo (2005) o parâmetro P da equação (18) representa a correlação entre a dureza e tempo de revenimento em uma função de estado, onde a influência da temperatura é maior do que a do tempo. Com isso relacionou também a temperatura de revenimento com o logaritmo do tempo de revenimento no qual se verificou esta relação obtendo o gráfico conforme a Figura 54.

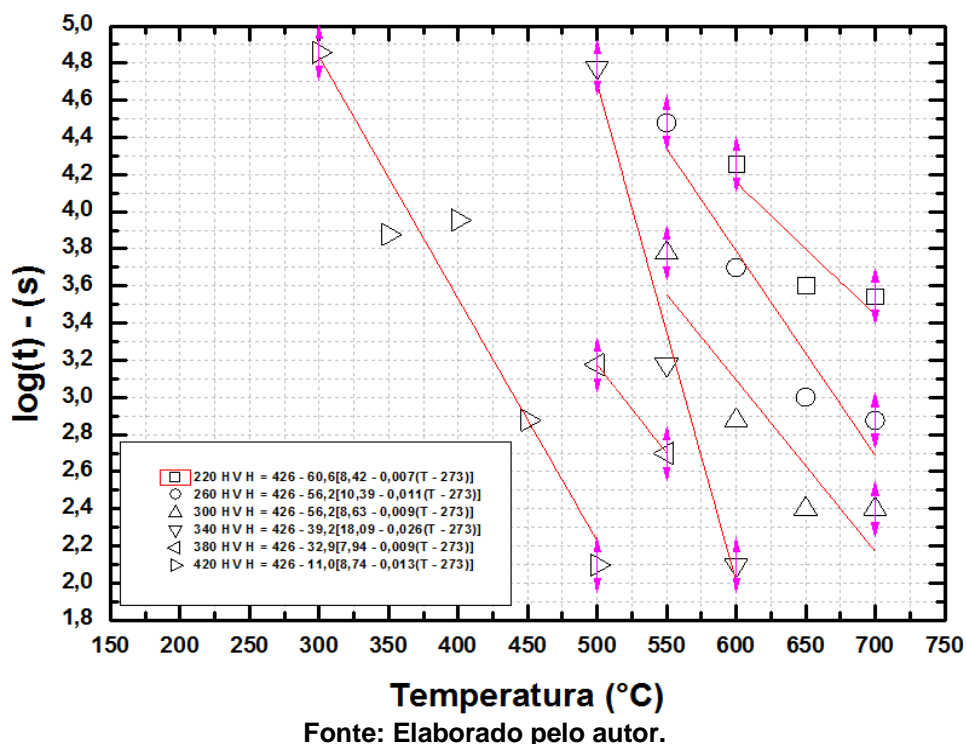
Figura 54 - Curva obtida através do modelamento no Aço 42 CrMo.



Fonte: WAN, XIONG e SUO, 2005.

Para os ferros fundidos nodulares a equação para o ajuste é diferente em relação aos aços conforme (WAN; XIONG; SUO, 2005), pois observa-se na Figura 54 as curvas que correlacionam a dureza com a temperatura e tempo de revenimento são da forma exponencial. Na modelagem para os ferros fundidos relacionou-se o logaritmo do tempo de revenimento (em segundos) em função da temperatura de revenimento (em °C) conforme a Figura 55.

Figura 55 – Dureza do ADI 260°C por 15 minutos e revenido.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Através do gráfico da Figura 55, utilizou-se a equação (29) baseada na equação (18):

$$H = a + b[-A(T - 273) + B] \quad (29)$$

A Tabela 29 mostra os resultados da dureza correlacionando à temperatura e tempo de revenimento para o ADI 260°C por 15 minutos e revenido. Do gráfico obtém-se o ajuste da equação (29).

Tabela 29 – Ajuste da dureza para o ADI 260°C 15 minutos e revenido.

Dureza medida (HV)	Equação de ajuste	Temperatura (°C)	tempo (s)	Dureza calculada (HV)	Desvio Padrão
220	$H = 426 - 60,6[8,42 - 0,007(T - 273)]$	700	3250	238	6
		650	4000	236	
		600	18000	228	
260	$H = 426 - 56,2[10,39 - 0,011(T - 273)]$	700	750	276	17
		650	1000	251	
		600	5000	245	
300	$H = 426 - 56,2[8,63 - 0,009(T - 273)]$	550	30000	235	19
		700	250	320	
		650	250	299	
380	$H = 426 - 32,9[7,94 - 0,011(T - 273)]$	600	750	287	12
		550	6000	273	
		550	500	370	
420	$H = 426 - 11,0[8,74 - 0,013(T - 273)]$	500	1500	353	11
		500	125	426	
		450	750	419	
		400	9000	412	
		350	7500	405	
		300	72000	398	

Fonte: Elaborado pelo autor.

Para os valores de dureza calculados pelo ajuste, nos patamares de 220, 380 e 420 HV verifica-se o menor desvio padrão.

6 CONCLUSÃO

As propriedades mecânicas do ferro fundido nodular austemperado e revenido, (resistência à tração e escoamento) foram superiores quando comparado com ferro fundido nodular bruto de fusão. Os valores de dureza tiveram oscilações acentuadas após tratamento de revenimento em várias temperaturas e tempos do tratamento.

Os resultados obtidos com as técnicas e procedimentos utilizados não possibilitaram a identificação do início e o final da “janela de processo”. As análises metalográficas não mostraram coerência com os resultados de DRX.

A técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV) permitiu a análise das fraturas em corpos de prova de ensaios de tração. Pelos ensaios mecânicos, observou-se que durante o revenimento, o ferro nodular de matriz ferrítica pode se fragilizar ou tornar-se dúctil, dependendo da temperatura e tempo de revenimento.

O revenimento promove reações, transformando a austenita enriquecida de carbono em ferrita equiaxial e grafita como mostraram os ensaios metalográficos das amostras revenidas.

O modelo proposto para o revenimento aços carbono, quando aplicado aos ferros fundidos nodulares apresenta uma maior variação da constante C em baixas temperaturas de revenimento (200 a 400°C), para as temperaturas de revenimento a partir de 450°C as reações ocorridas apresentam menor variação, tanto para o ADI a 260 e 380°C por 15 minutos. Os resultados obtidos utilizando um ajuste adequado ao comportamento do material estudado mostraram-se interessantes sobre o ponto de vista dos baixos valores do desvio padrão para algumas faixas de dureza. Mas pode ser ajustado utilizando-se de correlações entre o tempo e a temperatura de revenimento em função de apresentar mais de uma fase durante as transformações isotérmicas durante os tratamentos térmicos (austêmpera e revenimento).

7 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

Neste trabalho foi possível verificar as propriedades mecânicas de dureza e de tração, como sugestão seria oportuno e realizar a caracterização microestrutural com técnicas distintas para identificação da ferrita, austenita e martensita em ferros nodulares ferríticos. Utilizar e comparar as técnicas de difração por raios-X em função da identificação das microestruturas.

REFERÊNCIAS

- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT (NBR 6916/1981)**. Brasil, 1981.
- ANGELO JUNIOR, Edvaldo Casagrande. **Caracterização de ferro fundido nodular obtido por fundição contínua**. Dissertação (Mestrado) – Pontifícia Universidade Católica do Paraná, Curitiba 2003.
- ATKINS, Peter William. **Físico-Química**. 7ª. Ed. Vol. 2. Editora LTC, Rio de Janeiro, 2005.
- ASM HANDBOOK. **Metallography and Microstructures**. Vol. 09, ASM, 2004.
- ASM HANDBOOK. **Metallography and Microstructures**. Vol. 15, ASM, 2004.
- ALHUSSEIN A, RISBET M, BASTIEN A, CHOBAUT J. P, BALLOY D, FAVERGEON J. **Influence of silicon and addition elements on the mechanical behavior of ferritic ductile cast iron**. Materials Science and Engineering A; 605:222-228, 2014.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A897/A897M-06: Standard Specification for Austempered Ductile Irons Castings**. USA 2011.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8M-13a: Standard test methods for tension testing of metallic materials**. West Conshohocken, 2013.
- BAHMANI, M.; ELLIOTT, R.; VARAHRAM, N. **The relationship between fatigue strength and microstructure in an austempered Cu-Ni-Mn-Mo alloyed ductile iron**. Journal of Materials Science, 1997.
- BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in steels: Transformation, microstructure and properties**. 2nd Edition, IOM Communications Ltd. London, 2001.
- BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. **Steels, microstructure and properties**. 3 ed, IOM Communications. Londres, 2006.
- CALLISTER JUNIOR, Willian. D.; RETHWISCH, David, G. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 9. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2016.
- CARMO, Denílson José do; DIAS, José Felipe. **Ferro Fundido Nodular Austemperado ADI**. SENAI-MG. Belo Horizonte-MG, 2001.
- ECOB, C. M. **Review of common metallurgical defects in ductile cast iron**. Elkem Technical Information Sheets. Elkem Foundry Products. Norway, 1998.
- DARWISH, N. **Austempering of low manganese ductile irons. Part 2: Influence of austenitising temperature**. Materials Science and Technology, v. 9, p. 586–602, 1993.

DELLARETTI NETO, Antônio. **Caracterização do ferro fundido nodular nos estados bruto de fusão e austemperado ligado ao nióbio**. Dissertação (mestrado). Pontifícia universidade católica de minas gerais – Puc-MG. Belo horizonte, 2014.

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. Din 1693-1 - **Cast iron with nodular graphite unalloyed and low alloy grades**. Germany, 1973.

DIAS, José Felipe; RIBEIRO, Gabriel O.; CARMO, Denilson José do; VILELA, Jefferson J. **The effect of reducing the austempering time on the fatigue properties of austempered ductile iron**. Materials Science & Engineering A, 556, pp 408 - 413, 2012.

FRANÇA, André Bragança Carvalho. **Avaliação dos efeitos do revenimento nas propriedades mecânicas e microestruturais do ferro fundido nodular austemperado**. Dissertação (mestrado) CEFET-MG, Belo Horizonte-MG, 2015.

FRANÇA, André Bragança Carvalho; CARNEIRO, José Rubens Gonçalves; BRITO, Pedro Paiva; SOUZA, P.S.; SIQUEIRA, W.A.; SILVA, W.M. **Comparação de desgaste, propriedades mecânicas e físicas entre ferro fundido austemperado e ferro fundido nodular**. In: Congresso anual – ABM 67, Rio de Janeiro: ABM, 2012.

FRANÇA, André Bragança Carvalho; SILVA, Ernane Rodrigues da; CARNEIRO, José Rubens Gonçalves. **Efeito do revenimento nas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular austemperado**. In: Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, Salvador: COBEF, 2015.

GARCIA, Amauri. **Solidificação - Fundamentos e Aplicações**. UNICAMP Campinas, 2002.

GODFREY, L. – **Steel springs– Metals Handbooks**. Vol.1 10a. Ed. ASM Internacional, p.311, 1990.

GONÇALVES, Geicimar Ismael de Sousa. **Desenvolvimento novo material SSDI para fundidos eólicos com a utilização da simulação de fundição**. Revista Fundição & Matérias-Prima (ABIFA) Ano XVIII, Ed. 186, novembro 2015.

GRUZLEWSKY, J. E. **Microstructure development during metalcasting**. AFS, 2000.

GLAVAS, Z; STRKALJ, A; STOJAKOVIC, A. **The properties of silicon alloyed ferritic ductile Irons**. Metalurgija 55. Vol. 3. Sisak, Croatia, 2016.

GUESSER, Wilson Luiz. **Propriedades mecânicas dos ferros fundidos**. São Paulo: Blücher, 2009.

HASSE, Stephan. **Observações sobre os ferros fundidos nodulares austeníticos**. Revista Fundição e Serviços, ano 20, nº 208, Outubro de 2010.

HUPALO, Márcio Ferreira; RAMOS, Daniele da Silva; RABELO, Alexsandro; LIMA, Nelson Batista de. **Aspectos cinéticos e microestruturais da transformação bainítica incompleta em ferros nodulares austemperados**. In: Metalurgia e Materiais. Vol. 65. Abril/Junho, 2012.

JOIA, Daniel Aquino. **Influência do revenimento nas propriedades mecânicas do Ferro nodular austemperado (ADI) com matriz ferrítica-perlítica**. Dissertação (Mestrado) Puc-MG, Belo Horizonte-MG, 2017.

JOIA, Daniel Aquino; REIS NETO, Paulo Venuto dos; MAGALHAES JUNIOR, Pedro Américo; MARTINS, Norberto. **Modelagem Matemática de Tratamento Térmico de Revenimento em Chapas ASTM A 516 GR 70N utilizado para Fabricação de Vaso de Pressão** Rio de Janeiro: XXXVI Iberian Latin-American Congress on Computational Methods in Engineering, 2015.

KEOUGH, J. R; HAYRYNEN, K. L; PIOSZAK, G. L. **Designing with austempered ductile iron (ADI)**. AFS Proceedings 2010.

KÖNIG, M. Literature review of microstructure formation in compacted graphite Iron. **International Journal of Cast Metals Research**, v. 23, n. 3, p. 185-192, 2010.

KOVACS, Bela V. **Austempered ductile iron: fact and fiction**. Modern Casting p. 38-41, n.3, 1990.

KRZYŃSKA, A; KOCHAŃSKI, A. **Austenitization of ferritic ductile Iron**. Archives of Foundry Engineering, vol. 14, p. 49-54. Warsaw, Poland, 2014 A.

KRZYŃSKA, A; KOCHANOSKI, ARADZISZEWSKI, T. **Highsilicone austempered ductile iron**. Archives of Foundry Engineering, vol. 14, p. 55-58. Warsaw, Poland, 2014.

KRZYŃSKA, A; KOCHANOSKI, A. **Properties an structure of high-silicone austempered ductile iron**. Archives of Foundry Engineering, vol. 14, p. 91-94. Warsaw, Poland, 2014 B.

LUSSOLI, Rosineide Junkes. **Efeito da adição de cobre e da seção da peça sobre as características microestruturais e mecânicas de ferro fundido nodular austemperado**. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Santa Catarina, 2003.

MEIER, Leopold; HOFMANN, Michael; SAAL, Patrick; VOLK, Wolfram; HOFMANN, Hartmut. **In-situ measurement of phase transformation kinetics in austempered ductile iron**. Material Characterization, v. 85, p. 124-133, 2013.

MACHADO, Marco Antônio. **Desenvolvimento dos parâmetros de tratamento térmico de um ferro fundido nodular austemperado ASTM 987 Grau II**. Dissertação (Mestrado). Universidade Federal do Rio Grande do Sul. P. Alegre, RS. 2007.

OKUNNU, Rilwan. **High strength solution-strengthened ferritic ductile iron**. Master's Thesis Mechanical Engineering, Aalto University School of Engineering, Espoo 2015.

OLEJARCZYK-WOZENSKA, I.; ADRIAN, A.; ADRIAN, H.; MRZYGLÓD, B. **Parametric representation of TTT diagrams of ADI cast iron**. Archives of Metallurgy and Materials, v. 57, p. 613-617, 2012.

OLSEN, Svein Ove; HARTUNG, Cathrine. **Recovery of magnesium in a ductile iron process**. Elkem ASA, Foundry Products, Kristiansand, Norway, 2003.
PANNEERSELVAM, Saranya; MARTIS, Codrik J.; PUTATUNDA, Susil K.; BOILEAU, James M. **Na investigation on the stability of austenite in austempered ductile cast iron (ADI)**. Materials Science and Engineering A 626, pp. 237-246, 2015.

PENHA, Renata Neves. **Modelagem do processo de revenimento por redes neurais**. Tese (Doutorado) – Universidade de São Carlos, São Carlos, 2010.

PÉREZ López, M. J.; CISNEROS, Manue M.; ALMANZA, Efrain; HARO Rodriguez, S. **Kinetics study of the austempering reactions in the ductile irons**. Journals of Materials Engineering and Performance v. 2. November, 2460-2466, 2012.

POZZI, Ricardo José. **Estudo comparativo de dois inoculantes em ferro nodular ferrítico**. Dissertação (Mestrado). Instituto Superior Tupy, Joinville, 2009.

PUTATUNDA, Susil 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 and Engineering, 2001.

PUTATUNDA, Susil K.; KESANI, Sharath; TACKET, Ronald; LAWES, Gavin. **Developments of austenite free ADI (austempered ductile cast iron)**. Materials Science and Engineering A, 2006.

RAMOS, Daniele da Silva. **Estudo de aspectos cinéticos da transformação bainítica incompleta em ferros fundidos nodulares austemperados**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Instituto Superior Tupy. Joinville, 2008.

RIOS, Paulo Rangel; PADILHA, Ângelo Fernando. **Transformações de fase** São Paulo: Editora Artliber, 2007.

RODRIGUES, A. **Influência dos elementos de liga Cu-Ni-Mo nas propriedades mecânicas e na austemperabilidade do ADI**. 143f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais). Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.

ROSÁRIO, Adriano Murilo. **Estudo dos efeitos de elementos de liga na solidificação de um ferro fundido cinzento via análise térmica**. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais). Universidade Estadual de Ponta Grossa, Ponta Grossa, PR, 2012.

SAHIN, Yusuf Gurcan; DURAK, O. **Abrasive wear behavior of austempered ductile iron**. Materials and Design 28, 2008.

SANTOS, Adalberto Bierrenbach de Souza; CASTELLO BRANCO, Carlos Haydt. **Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares**. São Paulo: Instituto de Pesquisas Tecnológicas, 1989.

SANTOS, Adalberto Bierrenbach de Souza. **Principais aspectos da inoculação de ferros fundidos**. Congresso anual da associação brasileira de materiais – ABM, Belo Horizonte-MG, 1998.

SANTOS, Adalberto Bierrenbach de Souza. **A utilização de cobre em ferros fundidos nodulares**. 13° CONAF – Congresso de Fundição. São Paulo Setembro 2007.

SILVA, Clênio. **Influência do Numero de Nódulos de Grafita nas Propriedades Mecânicas do Ferro Fundido Nodular Austemperado**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica), Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG–MG), 2005.

SKALAND, Torbjorn. **A new approach to ductile iron inoculation**. Elkem ASA Research, Kristiansand, Norway. American Foundry Society, 2001.

SKALAND, Torbjorn. **Nucleation mechanisms in ductile iron**. Elkem ASA, Foundry Products, Kristiansand, Norway. AFS Cast Iron Inoculation Conference September, 29-30, Schaumburg, Illinois. American Foundry Society, 2005.

SMALLMAN, R. E.; BISHOP, R. J. **Modern physical metallurgy and materials engineering**. Butterwother-Heinemann. 6th ed., 1999.

SORELMETAL **Ductile Iron Data for Design Engineer**, Ductile Iron Society, 1990.

STETS, W.; DOBOTA, A. **A influência dos desvios da microestrutura sobre as propriedades do ferro fundido nodular**. Revista Fundição e Serviços. Ano XVIII Ed. 185, p. 23-63, maio 2008.

THELNING, K. E. **Steel and its heat treatment**. 2nd ed. Butterworths, London, 1984.

TRUDEL, A.; GAGNÉ, M. **Effect of composition and heat treatment parameters on the characteristics of austempered ductile Irons**. Pergamon. Canadá, 1997.

VAŠKO, Alan. **Microstructure and mechanical properties of austempered ductile iron**. Internacional Journal of Engineering, Fasc. 1, 2012.

VILELA, Fernando José. **Efeito de algumas variáveis de processo na obtenção do ferro fundido nodular ferrítico no estado bruto de fundição**. Dissertação (Mestrado), Escola de Engenharia Mauá, São Caetano do Sul-SP, 2010.

WAN, Nong; XIONG, Weihao; SUO, Jinping. **Mathematical model for tempering time effect on quenched steel based on Hollomon parameter**. Materials Science and Engineering A, v. 21 p. 803-806, 2005.

WERLANG, Armindo Filho; VAZ, Bruno Souza; SANTOS, Carlos Alexandre. **Effect of heat treatments on austempered ductile irons**. Journal of materials and Manufacturing Processes (2015).

WU, C.Z.; CHEN, Y.J.; SHIH, T.S. **Phase transformation in austempered ductile iron by microjet impact**. Materials Characterization v. 48, p. 43-54, 2002.

YANG, Jianghuai; PUTATUNDA, Susil K. **Near threshold fatigue crack growth behavior of austempered ductile cast iron (ADI) processed by a novel two-step austempering process iron (ADI)**. Materials Science and Engineering A, 2005.

YESCAS-GONZÁLEZ, Miguel Angel. **Modelling the microstructure and mechanical properties of austempered ductile irons**. Thesis –University of Cambridge. Cambridge, 2001.

ZAMMIT, A.; MHAEDE, M.; GRECH, M.; ABELA, S.; WAGNER, L. **Influence of shot peening on the fatigue life of Cu–Ni austempered ductile iron**. Materials Science and Engineering A, v. 545, p. 78-85, 2012.