

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE PONTA GROSSA
SETOR DE CIÊNCIAS AGRÁRIAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA
E CIÊNCIA DE MATERIAIS - MESTRADO

TIAGO JACUMASSO

INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE AUSTÊMPERA EM FERRO FUNDIDO
NODULAR: MICROESTRUTURA, PROPRIEDADES MECÂNICAS E ASPECTOS DA
GEOMETRIA FRACTAL NA FRATURA

PONTA GROSSA
2018

TIAGO JACUMASSO

INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE AUSTÊMPERA EM FERRO FUNDIDO
NODULAR: MICROESTRUTURA, PROPRIEDADES MECÂNICAS E ASPECTOS DA
GEOMETRIA FRACTAL NA FRATURA

Dissertação apresentada como requisito para obtenção
do título de Mestre em Engenharia de Materiais, pela
Universidade Estadual de Ponta Grossa.

Orientador: Prof. Dr. Marcio Ferreira Hupalo.
Coorientador: Prof. Dr. André Luis Moreira de
Carvalho

PONTA GROSSA
2018

J21 Jacumasso, Tiago
Influência dos parâmetros de austêmpera em ferro fundido nodular: microestrutura, propriedades mecânicas e aspectos da Geometria fractal na fratura / Tiago Jacumasso. Ponta Grossa, 2018. 116 f.

Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais – Área de concentração – Desenvolvimento e Caracterização de Materiais), Universidade Estadual de Ponta Grossa.

Orientador: Prof. Dr. Marcio Ferreira Hupalo
Coorientador: Prof. Dr. André Luis Moreira Carvalho

1. Ferro fundido nodular. 2. Austêmpera. 3. Expoente Hurst. I. Hupalo, Marcio Ferreira. II. Carvalho, André Luis Moreira de. III. Universidade Estadual de Ponta Grossa - Mestrado em Engenharia de Materiais. IV. T.

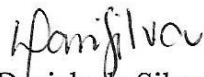
CDD : 672

TIAGO JACUMASSO

INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE AUSTÊMPERA EM FERRO FUNDIDO
NODULAR: MICROESTRUTURA, PROPRIEDADES MECÂNICAS E ASPECTOS
DA GEOMETRIA FRACTAL NA FRATURA

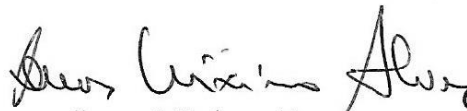
Dissertação apresentada para obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais
pela Universidade Estadual de Ponta Grossa, Área de desenvolvimento e caracterização de
materiais.

Ponta Grossa, 31 de agosto de 2018.



Daniele da Silva

Doutora em Engenharia de Materiais
Centro Universitário Tupy



Lucas Máximo Alves

Doutor em Métodos Numéricos em Engenharia
Universidade Estadual de Ponta Grossa



Márcio Ferreira Hupalo

Doutor em Engenharia Metalúrgica e de Materiais
Universidade Estadual de Ponta Grossa

AGRADECIMENTOS

A Deus pelo seu imenso amor e misericórdia revelado nas oportunidades que a vida me traz.

Ao Prof. Dr. Márcio Ferreira Hupalo, pela contribuição de seus conhecimentos e sugestões na orientação desta dissertação, ao Co-Orientador Prof. Dr. André Luis Moreira de Carvalho, ao Prof. Msc. Selauco Vurobi Júnior e em especial ao Prof. Dr. Lucas Máximo Alves pela amizade e colaboração de informações que auxiliaram na concretização deste estudo.

Agradeço à minha esposa Indianara Dias Tibes Strapasson e meu filho Davi Jacumasso, pelo apoio emocional e espiritual e pelo encorajamento para realizar este trabalho.

Ao programa brasileiro de bolsas CAPES pelo suporte financeiro.

Agradeço ao Prof. Dr. Gerson Kniphoff da Cruz – DEFIS – UEPG – Chefe do LAEPI, pela cooperação Técnico-Científica, ao Prof. Everton Luiz Taques – SENAI/PR e ao Laboratório LIMAC – CIPP/UEPG.

À Msc. Ricardo Sanson Namur, Sr. Xisto Antunes dos Santos e Eng. Willian Ricardo dos Santos, colegas de mestrado, pelo apoio, incentivo e dedicação na elaboração deste trabalho.

A todos que direta ou indiretamente contribuíram para a conclusão desta pesquisa.

Chegou ao fim desta jornada de aprendizado,
muitos outros desafios vão surgir, mas...

“Não crescemos quando as coisas ficam fáceis,
e sim quando enfrentamos nossos desafios”.

(autor desconhecido)

RESUMO

A mecânica da fratura foi desenvolvida, utilizando-se uma descrição geométrica euclidiana que pressupõem uma trinca lisa sem irregularidades. Por esta razão, a modelagem matemática de uma trinca rugosa, usando a geometria fractal, tem sido a preocupação de vários autores nas últimas décadas. O intuito destes pesquisadores é descrever o fenômeno da fratura de forma mais autêntica e precisa. Uma das formas de se avaliar as propriedades mecânicas de um material fraturado é usando o conceito de integral-J. Este conceito aplicado ao fenômeno da fratura define uma curva de resistência ao crescimento de trinca chamado de curva J-R. Sendo assim, vários modelos fractais de curva J-R têm sido propostos. Um dos modelos que vem ganhando destaque na literatura científica foi proposto por ALVES (2010, 2011). Por esta razão investigou-se, neste trabalho, a aplicação desse modelo no estudo da fratura do ferro fundido nodular e ferro fundido nodular austemperado (ADI). O objetivo foi avaliar os efeitos dos tratamentos térmicos de austêmpera na microestrutura e nas propriedades mecânicas de uma liga de ferro fundido nodular. Para tanto foi empregado duas rotas de tratamentos térmicos: austêmpera convencional, consistindo de austenitização a 900°C por 60min, seguida de austêmpera até 250°C e à 300°C, com permanência por 60min e 120min para cada temperatura, totalizando quatro condições, com resfriamento ao ar. As amostras tratadas termicamente foram caracterizadas com auxílio de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura (FEG) e difração de raios X (DRX), com objetivo de determinar suas fases e microconstituintes. O efeito das condições de tratamento nas propriedades mecânicas foi verificado por ensaios de dureza Vickers e de impacto instrumentado Charpy. Por meio de ensaios de impacto instrumentado e solicitação mecânica de tração e com o auxílio de microscopia eletrônica por emissão de campo (FEG) foi possível estudar o crescimento de trincas rugosas na fratura do ferro fundido nodular austemperado, comparando os resultados entre as quatro condições de tratamento térmico de austêmpera. Deste modo, foi possível fornecer dados experimentais para comprovar a validade da equação da curva J-R na presença de uma trinca rugosa proposta por ALVES (2010, 2011) com base na geometria fractal e na mecânica da fratura. Os resultados obtidos permitiram comparar e discutir o efeito das rotas de tratamento térmico, no sentido de desenvolver as propriedades mecânicas do ferro fundido nodular para aplicações diversas. As curvas J_d ajustadas pelo modelo fractal mostraram-se em boa concordância com aquelas obtidas pelo método descrito na ASTM E1820-17a (2017). O ADI tratado a 300°C por 60 minutos foi o material que apresentou as melhores condições de resistência mecânica a tração e ao impacto, superando o material bruto de fundição na tenacidade a fratura, calculada pelos parâmetros fractais da curva. Este ferro fundido nodular austemperado é comparado ao da classe de alta resistência de ADI.

Palavras-chave: ferro fundido nodular, austêmpera, expoente Hurst.

ABSTRACT

INFLUENCE OF AUSTEMPERING PARAMETERS IN DUCTILE CAST IRON: MICROSTRUCTURE, MECHANICAL PROPERTIES AND ASPECTS OF FRACTAL GEOMETRY IN FRACTURE

The mechanics of the fracture were developed using a geometric Euclidean description that assumes a smooth crack without irregularities. For this reason, the mathematical modeling of a rough crack, using fractal geometry, has been the concern of several authors in the last decades. The aim of these researchers is to describe the fracture phenomenon more authentically and accurately. One of the ways to evaluate the mechanical properties of a fractured material is by using the concept of integral-J. This concept applied to the fracture phenomenon defines a crack growth resistance curve called the J-R curve. Thus, several fractal J-R curve models have been proposed. One of the models that have gained prominence in the scientific literature was proposed by ALVES (2010, 2011). For this reason we investigated the application of this model in the study of nodular cast iron and austempered nodular cast iron (ADI). The objective was to evaluate the effects of thermal treatments of austempering in the microstructure and mechanical properties of a ductile cast iron alloy. Two routes of thermal treatments were used: conventional austenitic, consisting of austenitization at 900°C for 60min, followed by tempering up to 250°C and at 300°C, with permanence for 60min and 120min for each temperature, totaling four conditions, with air cooling. The thermally treated samples were characterized by optical microscopy, scanning electron microscopy (FEG) and X - ray diffraction (XRD), in order to determine their phases and microconstituents. The effect of the treatment conditions on the mechanical properties was verified by tests of Vickers hardness and instrumented impact Charpy. By means of instrumented impact and mechanical tensile stress tests and with the aid of field emission electron microscopy (FEG), it was possible to study the growth of rough cracks in austempered nodular cast iron fracture, comparing the results between the four conditions of heat treatment. Thus, it was possible to provide experimental data to prove the validity of the J-R curve equation in the presence of a rough crack proposed by ALVES (2010, 2011) based on fractal geometry and fracture mechanics. The results obtained allowed to compare and discuss the effect of heat treatment routes in order to develop the mechanical properties of nodular cast iron for different applications. The J_d curves fitting by the fractal model show in agreement with the curves obtained by the method described in the ASTM E1820-17a (2017). The ADI treated at 300°C for 60 minutes was the material that presented the best conditions of tensile and impact mechanical strength, surpassing the crude casting material in the fracture toughness, calculated by the fractal parameters of the curve. This austempered nodular cast iron is compared to that of the ADI high strength class.

Key words: ductile cast iron, austempered, Hurst exponent.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 3.1 – Metalografia do ferro fundido nodular, nódulos de grafita e matriz Ferrítica/Perlítica – Nital 2%.	18
Figura 3.2– Efeito dos elementos de liga nos pontos eutéticos.	19
Figura 3.4– Sentido de crescimento do nódulo de grafita.	22
Figura 3.5 – Ilustração esquemática do processo de nodularização do ferro fundido.	23
Figura 3.6 – Microestrutura típica de um ferro fundido nodular austemperado.	24
Figura 3.7 – Diagrama esquemático de um ciclo de tratamento térmico de austêmpera.	24
Figura 3.8 – Representação esquemática da porcentagem de austenita estável de alto carbono em função do tempo de austêmpera, com os dois estágios da reação e a janela de processo. .	26
Figura 3.9 – Influência da temperatura de transformação na fração volumétrica de ferrita acicular.	27
Figura 3.10 – Curvas de energia livre para austenita e ferrita, em função da temperatura de transformação e da concentração de carbono.	28
Figura 3.11 – Microestrutura do ADI (MEV/FEG). Notar o quadro em que se destaca a região de um antigo contorno de grão austenítico.	29
Figura 3.12– Efeito do carbono na M_s e M_f para um aço.	31
Figura 3.13– Propriedades de resistência à tração e alongamento para diferentes microestruturas de ferros fundidos.	33
Figura 3.14 – Gráfico comparativo de resistência à tração e alongamento para o ADI e ligas de alumínio forjado e fundido.	34
Figura 3.15 – Suporte de feixe de mola fabricado em ADI.	35
Figura 3.16 – Triângulo da Mecânica da Fratura: caracterização de um material quanto as suas propriedades mecânicas da fratura.	36
Figura 3.17. Variação da carga ou tensão elasto-plástica com o deslocamento para a fratura estável de um material dúctil. Com a representação da grandeza A_{pl} obtida da curva JR.	40
Figura 3.18. Contorno da integral – J na zona ponta da trinca.	43
Figura 3.19. Contorno ao redor da ponta de uma trinca rugosa onde pe definida a J -Integral.	44
Figura 3.20 – Diagramas típicos de força-deslocamento (esquema, com diferentes escalas de s) e definição de tenacidade-intervalo/diagrama-tipos da seguinte maneira: Tipo A: Comportamento essencialmente elástico até a fratura; Tipo B: Iniciação da fratura de clivagem após alguma quantidade de plasticidade, na parte ascendente do diagrama de F-s; Tipo C: Iniciação da clivagem além da força máxima (isto é, na parte descendente do diagrama F-s); Tipo D: Comportamento totalmente dúctil, sem clivagem instável.	49
Figura 3.21 – Variação dos valores de energia absorvida em impacto em função da temperatura, para diferentes materiais.	50
Figura 3.22– Imagem esquemática do ensaio de impacto Charpy convencional.	51
Figura 3.23– Aspecto geométrico do corpo de prova de impacto Charpy/Izod.	52
Figura 3.24 – Gráficos de impacto instrumentado para um aço.	53
Figura 3.25 – Resistência ao impacto Charpy para o ferro fundido nodular com influência da temperatura.	54
Figura 4.1 - (a) Dimensões dos Blocos Y utilizados para obter corpos de prova; e (b) vazamento com panela basculante da liga nodular no molde de bloco Y.	57
Figura 4.2 – (a) Bloco Y, destacado em vermelho a área útil da peça (parte inferior); (b) corpo de prova usinado de tração; e (c) de impacto Charpy sem entalhe.	58
Figura 4.3 – Conjunto termopar tipo k e multímetro, ligados ao forno.	58
Figura 4.4 – (a) forno mufla; (b) forno tubular; (c) forno poço com banho de sais.	59
Figura 4.5 – Esquema das condições de tratamento térmico de austêmpera.	61

Figura 4.6 – Geometria e especificações das dimensões dos corpos de prova de tração em milímetros.....	64
Figura 4.7 – Máquina de ensaio de impacto instrumentado Charpy.	65
Figura 4.8 – Geometria e dimensões dos corpos de prova sem entalhe para ensaios de impacto instrumentado Charpy.	66
Figura 4.9 – Gráfico da força pelo deslocamento com as retas paralelas que definem a área elástica sob a curva.....	67
Figura 5.1- Metalografia de um ferro fundido nodular com aumento em a) de 100x e b) 50x pela técnica de interferência – Nital 2%.....	70
Figura 5.2 – Imagens obtidas por MEV-FEG das condições do ferro fundido nodular – Nital 2%.....	71
Figura 5.3 - Amostra austenitizada a 900°C por 20min e austemperada a 250°C por 30min – Nital 2%, (a) com 500x de aumento e (b) com 1000x de aumento.	74
Figura 5.4– Microestrutura austenitizada a 900°C/60min e austemperada a 250°C/60min – Nital 2%.....	76
Figura 5.5 – Amostra austenitizada a 900°C/60min e austemperada a 250°C/120min – Nital 2%.....	77
Figura 5.6 – Amostra submetida a 900°C/60min para austenitização e 300°C/60min em austêmpera – Nital 2%.....	78
Figura 5.7 – Tratamento de austenitização a 900°C e austêmpera 300°C por 120min – Nital 2%.....	78
Figura 5.8 – MEV-FEG do ADI austenitizado por 20min a 900°C e austemperado a 250°C durante 30min – Nital 2%.....	79
Figura 5.9 – Imagens obtidas em MEV-FEG do ADI austenitizada a 900°C/60min e austemperada a 250°C/60min – Nital 2%.....	80
Figura 5.10 – Microestrutura do ADI obtidas por MEV-FEG com austenitização a 900°C por 60min e austêmpera 250°C por 120min – Nital 2%.	81
Figura 5.11 - Microestrutura do ADI obtidas por MEV-FEG com austenitização a 900°C por 60min e austêmpera 300°C por 60min – Nital 2%.	82
Figura 5.12 - Microestrutura do ADI obtidas por MEV-FEG com austenitização a 900°C por 60min e austêmpera 300°C por 120min – Nital 2%.	82
Figura 5.13 – Espectro das curvas normalizadas da difração de raios X do ADI com variação na temperatura de austêmpera – Radiação Cu-K α 1 ($\lambda = 0,15405\text{nm}$)	84
Figura 5.14 – Gráfico de Dureza Vickers do ADI.....	86
Figura 5.15 – Gráfico do ensaio de tração da amostra de ferro fundido nodular convencional.	88
Figura 5.16 – Gráfico do ensaio de tração das amostras de ADI.	88
Figura 5.17 - MEV-FEG do ferro fundido nodular bruto de fundição como recebido.	89
Figura 5.18 – MEV-FEG do ADI na condição de 250°C por (a) 60min e (b) 120min.	90
Figura 5.19 – MEV-FEG do ADI na condição de 300°C por (a) 60min e (b) 120min.	91
Figura 5.20 – MEV-FEG do ferro fundido nodular bruto de fundição como recebido.....	92
Figura 5.21 – MEV-FEG do ADI na condição de 250°C por (a) 60min e (b) 120min.	93
Figura 5.22 – MEV-FEG do ADI na condição de 300°C por (a) 60min e (b) 120min.	93
Figura 5.23 – Curvas J _D dos Métodos I e II para o ferro fundido nodular como recebido.....	95
Figura 5.24 – Curvas J _D dos Métodos I e II para ADI na temperatura de 250°C/60.....	96
Figura 5.25 – Curvas J _D dos Métodos I e II para ADI na temperatura de 250°C/120min.....	98
Figura 5.26 – Curvas J _D dos Métodos I e II para ADI na temperatura de 300°C/60.....	100
Figura 5.27 – Curvas J _D dos Métodos I e II para ADI na temperatura de 300°C/120min.....	101
Figura 5.28 – Curvas J _D do Método I para as temperaturas de 250°C/60 e 120min e 300°C/60 e 120min e do ferro fundido nodular austemperado.....	105

Figura 5.29 – Curvas J_D do Método II para as temperaturas de 250°C/60 e 120min e 300°C/60 e 120min e do ferro fundido nodular austemperado..... 106

TABELAS

Tabela 3.1 – Especificação de Propriedades Mecânicas das Classes 1-6 para o ADI.....	32
Tabela 3.2 – Consumo de energia na fabricação de engrenagens em ADI e aços forjados.	34
Tabela 4.1– Composição química do inoculante (% em peso).....	56
Tabela 4.2 – Composição química da liga nodularizante (% em peso).....	56
Tabela 4.3 – Composição química analisada da liga de ferro fundido nodular utilizada (% em peso).	56
Tabela 4.4 – Composição Química do banho de sais para tratamento de austêmpera.	59
Tabela 5.1 – Caracterização quantitativa da microestrutura do ferro fundido nodular como recebido.	73
Tabela 5.2 – Dados de dureza Vickers obtidos para diferentes temperaturas do ADI.	85
Tabela 5.3 – Ensaio de tração para o ferro fundido nodular antes e após tratamento de austêmpera. LE – Limite de Escoamento; LRT – Limite de Resistência a Tração	87
Tabela 5.4 – Valores de energia Joule (J) obtidos com ensaio de impacto instrumentado Charpy.	91
Tabela 5.5 – Parâmetros fractais da curva J_D	103

LISTA DE SIGLAS

ADI	Austempered Ductile Iron
ASTM	American Society for Testing and Materials
DRX	Difração de Raios X
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
<i>CE</i>	Carbono Equivalente
CFC	Cúbica de Face Centrada
FEG	Field Emission Gun
M_s	Martensite Start
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MFEP	Mecânica da Fratura Elasto-Plástica
MFLE	Mecânica da fratura linear Elástica
MO	Microscopia Óptica
TEE	Temperatura do Eutético Estável
TEM	Temperatura do Eutético Metaestável
UEPG	Universidade Estadual de Ponta Grossa

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	14
2 OBJETIVOS.....	17
2.1 OBJETIVOS GERAIS	17
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	17
3 REVISÃO DE LITERATURA	18
3.1 FERRO FUNDIDO NODULAR.....	18
3.2 TRATAMENTOS DE INOCULAÇÃO E NODULARIZAÇÃO	21
3.3 TRATAMENTO TÉRMICO DE AUSTÊMPERA.....	23
3.3.1 Transformações de fase na austêmpera	25
3.4 EFEITO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA E O CÁLCULO DE M_s	29
3.5 ESPECIFICAÇÕES E PROPRIEDADES DO ADI	31
3.6 RESTRIÇÕES E APLICAÇÕES DO ADI	34
3.7 MECÂNICA DA FRATURA	35
3.7.1 O critério de Fratura Griffith-Irwin-Orowan.....	37
3.7.2 Generalização da taxa de energia liberada para o caso elasto-plástico.	38
3.7.3 O crescimento estável e o conceito de curva J-R, para o caminho liso.....	40
3.7.4 A integral-J de Eshelby-Rice, para o caminho liso	41
3.7.5 A integral-J de Eshelby-Rice para o caminho rugoso	44
3.8 A INTEGRAL-J DINÂMICA	45
3.8.1 Cálculo da Curva JR E JD.....	46
3.8.2 Métodos Alternativos de Determinação da Curva $J-R$	48
3.8.3 Ensaio de Impacto Charpy	49
3.8.4 Ensaio de Impacto Charpy Instrumentado	52
3.8.5 Cálculo da Curva J_D	54
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	56
4.1 MATERIAIS PARA A PESQUISA.....	56
4.2 MÉTODOS EXPERIMENTAIS	57
4.3 PREPARAÇÃO METALGRÁFICA	62
4.5 MICROSCOPIA ÓPTICA	62
4.6 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA	63
4.7 ENSAIOS DE DUREZA.....	63
4.8 ENSAIOS DE TRAÇÃO.....	63
4.9 ENSAIOS DE IMPACTO INSTRUMENTADO CHARPY E FRACTOGRAFIAS EM MEV	65
4.10 CÁLCULO DA CURVA J_D	66
4.11 DIFRAÇÃO DE RAIOS X	68
4.12 CÁLCULO DA TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA	68
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	70
5.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	70
5.1.1 Estado bruto de fundição.....	70
5.1.2 Caracterização Tratamento Prospectivo de Austêmpera.....	74
5.1.3 Caracterização por microscopia óptica (MO)	75

5.1.4 Caracterização do ADI por MEV-FEG	79
5.2 ANÁLISE DO ADI POR DIFRAÇÃO DE RAIOS X.....	83
5.3 ENSAIOS MECÂNICOS.....	85
5.3.1 Ensaios de Dureza Vickers.....	85
5.3.2 Ensaios de tração.....	87
5.3.3 Análise em MEV-FEG da superfície de fratura após ensaios de tração.....	89
5.3.4 Ensaio de Impacto Instrumentado Charpy e fractografia.....	91
5.4 CÁLCULO DA CURVA J_D	94
6 CONCLUSÃO.....	108
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	109
8 REFERÊNCIAS	110

1 INTRODUÇÃO

Em meados do século XX o tratamento térmico de Austêmpera foi desenvolvido e aplicado inicialmente aos aços, resultando em uma microestrutura bainítica pela transformação isotérmica da fase austenítica. O mesmo processo começou a ser aplicado comercialmente aos ferros fundidos nodulares na década de 70, mais especificamente para a produção de engrenagens automotivas utilizadas pela empresa General Motors, nos EUA. O ferro fundido nodular austemperado (ADI – Austempered Ductile Iron) começou então a ser empregado em substituição a peças de aços ao carbono e de baixa liga, em função de sua combinação de resistência mecânica e resistência ao desgaste (PUTATUNDA, 1997; HAYRYNEN, 2002; GOUNÉ et al. 2011).

A microestrutura do ferro fundido nodular austemperado (ADI) é constituída basicamente por ferrita bainítica (acicular) e austenita retida com alto teor de carbono, além de nódulos de grafita. Esta microestrutura é comumente referenciada como “ausferrita”, para diferenciar a mesma da bainita tradicional encontrada nos aços, conforme a norma ASTM A644-14.

O ferro fundido nodular convencional é o material base utilizado para o tratamento térmico de austêmpera (ADI), referenciado pela ASTM A897/A897M. Primeiramente o material passa pela etapa de austenitização com temperaturas na faixa de 850°C a 1000°C, por cerca de 1-3 horas. Nesse intervalo de tempo a matriz austenítica é estabilizada pela dissolução de carbono. Em seguida é realizado o resfriamento até a temperatura de austêmpera, normalmente compreendida num intervalo que varia entre 230°C e 400°C, por tempo suficiente para promover a transformação quase que total da austenita em ausferrita, mas evitando a futura decomposição da austenita residual em ferrita e carbeto (PUTATUNDA; RAO, 1997; KOVACS 1990).

Para peças que possuam seções acima de 18 mm de espessura, faz se necessário à adição individual ou combinada de elementos como cobre, molibdênio e níquel, que visam a maior temperabilidade da liga e minimizar a possibilidade de formação de perlita devido a gradientes de resfriamento entre a superfície e o meio da espessura (VACCARI, 1990; DELIA; ALAALAM; GRECH, 1998). Maiores detalhes do tratamento térmico de austêmpera, bem como dos fenômenos de transformação de fases envolvidos serão apresentados no capítulo de revisão de literatura.

O ADI, apesar de extensivamente estudado nas últimas três décadas, continua atraindo a atenção da indústria e dos centros de pesquisa, em função de inúmeras vantagens competitivas, tais como a facilidade de fabricação de geometrias complexas pelos processos de fundição, a elevada usinabilidade por conta da presença de grafita, a menor massa específica e o menor custo de fabricação em relação aos aços forjados e a excelente combinação de alta resistência específica, tenacidade e resistência ao desgaste. Contudo, quando comparado aos aços forjados, materiais com os quais o ADI concorre em aplicações industriais, apresenta menores valores de ductilidade e tenacidade à fratura, bem como restrições para aplicações em seções espessas, acima de 25 mm de espessura. Esse último fator tem sido impulsor de diversos estudos científicos envolvendo tanto modificações da composição química do ferro fundido nodular base, como alterações nas rotas de tratamento térmico de austêmpera (BONETI et al., 2017)

Apesar de todas as pesquisas que evidenciam os atrativos do ADI como um material de engenharia versátil e bastante competitivo, por alcançar elevados níveis de propriedades mecânicas e baixo custo de fabricação, se comparado aos aços forjados, seu uso na indústria brasileira ainda é limitado por diversos vários fatores, tais como:

a) a escassez de informações comprovadas cientificamente e o receio de projetistas em aplicar o ADI em peças de alta responsabilidade, uma vez que irão substituir materiais mais tradicionais, como os aços forjados;

b) a dificuldade de acesso a dados de ensaios mecânicos, utilizando componentes obtidos em condições industriais, uma vez que a literatura muitas vezes apresenta resultados relacionados ao processamento de ligas controladas, obtidas em laboratório;

c) a necessidade de controle mais rigoroso do que o praticado para o ferro fundido nodular convencional, quanto à composição química, processos de inoculação e nodularização, obtendo assim uma microestrutura “ideal” para o posterior tratamento térmico.

Com base no exposto, o presente trabalho faz parte de uma série de estudos que tem como objetivo contribuir para aprimorar o entendimento da metalurgia física dos ferros fundidos nodulares austemperados, bem como preencher lacunas e algumas das deficiências citadas quanto ao ADI. Neste projeto de mestrado foi utilizada como referência a dissertação de mestrado de BONETI (2014), com o título: “Influência dos Parâmetros de Tratamento Térmico de Austêmpera na Microestrutura e Propriedades de Tração de um Ferro Fundido Nodular”, sob a Orientação do Prof. Dr. Marcio Ferreira Hupalo, na UEPG. O autor utilizou uma liga comercial de ferro fundido nodular (mesmo material do presente trabalho), obtido em uma fundição de pequeno porte localizada na cidade de Pato Branco, Paraná. Tendo por

objetivo avaliar as transformações de fase e a eficácia dos processos de inoculação e nodularização, bem como seus efeitos na microestrutura do ADI.

Em seu trabalho BONETI (2014) estudou as características do ADI variando a temperatura de austenitização (900°C e 930°C por 60 minutos) e de austêmpera (300°C e 370°C por 30 minutos). Sua principal contribuição se deu no sentido de entender os efeitos dos fenômenos de segregação de elementos de liga durante a solidificação na microestrutura e nas propriedades mecânicas do ADI. Assim os melhores resultados de resistência à tração e alongamento foram às amostras tratadas a 900°C de austenitização seguida de austêmpera a 300°C esta condição pode ser comparada aos da classe de ADI de alta resistência (1400-110-02).

A mecânica da fratura foi desenvolvida, utilizando-se uma descrição geométrica euclidiana que pressupõem uma trinca lisa sem irregularidades. Por esta razão, a modelagem matemática de uma trinca rugosa, usando a geometria fractal, tem sido a preocupação de vários autores nas últimas décadas. O intuito destes pesquisadores é descrever o fenômeno da fratura de forma mais autêntica e precisa. Uma das formas de se avaliar as propriedades mecânicas de um material fraturado é usando o conceito de integral-J. Este conceito aplicado ao fenômeno da fratura define uma curva de resistência ao crescimento de trinca chamado de curva J-R. Sendo assim, vários modelos fractais de curva J-R têm sido propostos. Um dos modelos que vem ganhando destaque na literatura científica foi proposto por ALVES (2010, 2011).

No presente estudo, a partir das condições iniciais definidas por BONETI (2014), optou-se neste trabalho pelo aprofundamento do estudo das propriedades mecânicas do ADI produzido em temperaturas de austenitização a 900°C por 60 minutos, seguido de austêmpera a 250°C e 300°C por 60 e 120 minutos, visando avaliar as possibilidades de refino microestrutural e de aumento na classe de resistência do material. As propriedades mecânicas foram estudadas por meio de ensaios mecânicos de tração, impacto (Charpy) e dureza. Além da caracterização das microestruturas obtidas, foi realizado também um estudo aprofundado das características de fratura das amostras de ADI produzidas, bem como um estudo prospectivo do comportamento do ADI sob carregamento dinâmico.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVOS GERAIS

O objetivo geral do presente trabalho é avaliar a influência dos parâmetros de tratamento térmico de austêmpera na microestrutura de uma liga de ferro fundido nodular, obtido em condições industriais. Assim como avaliar as propriedades mecânicas do ferro fundido nodular por técnicas convencionais e pela mecânica da fratura fractal, antes e após tratamentos térmicos de austenitização a 900°C por 60 minutos, seguido de austêmpera 250°C e 300°C por 60 e 120 minutos.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Dentre os objetivos específicos se destacam os seguintes:

Avaliar a influência das rotas de tratamento térmico de austêmpera e os seus efeitos desenvolvidos na microestrutura e nas propriedades mecânicas de uma liga de ferro fundido nodular e do ADI.

Caracterizar as amostras tratadas termicamente com auxílio de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura (FEG) e difração de raios X (DRX), com objetivo de determinar suas fases e microconstituintes.

Analisar o efeito das condições de tratamento térmico nas propriedades mecânicas por ensaios de dureza Vickers para correlacionar com os valores obtidos dos ensaios mecânicos de tração e de impacto instrumentado Charpy.

Comparar os resultados entre as condições de tratamento térmico de austêmpera nas temperaturas de 250°C e 300°C por 60 e 120 minutos.

Estudar o crescimento de trincas produzidas pela sollicitação mecânica no ferro fundido nodular austemperado, por meio de ensaios de impacto instrumentado.

Analisar as fraturas dos corpos de prova com o auxílio de microscopia eletrônica por emissão de campo (FEG).

Fornecer dados experimentais da curva J-R de uma liga de ferro fundido nodular e do ferro fundido nodular austemperado (ADI) para validar o modelo geométrico de crescimento de uma trinca rugosa proposta por ALVES (2010, 2011) com base na mecânica da fratura fractal.

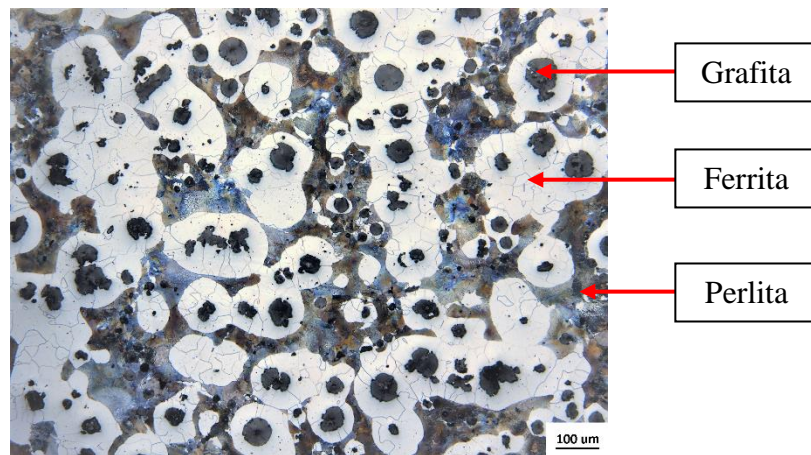
Comparar e discutir o efeito das rotas de tratamento térmico, no sentido de desenvolver as propriedades mecânicas do ferro fundido nodular para aplicações diversas.

3 REVISÃO DE LITERATURA

3.1 FERRO FUNDIDO NODULAR

Os ferros fundidos nodulares podem ser classificados como uma liga ternária de Fe-C-Si, dentre outros elementos de liga adicionados para obter propriedades específicas do material. A microestrutura é composta de nódulos de grafita envoltos por ferrita e colônias de perlita (GUESSER, 2009; CHIAVERNI, 2002). A micrografia óptica de uma liga de ferro nodular é apresentada na Figura 3.1, na qual se observam as colônias de perlita em tons mais escuros, as grafitas em forma de nódulos rodeadas pela ferrita de tonalidade mais clara.

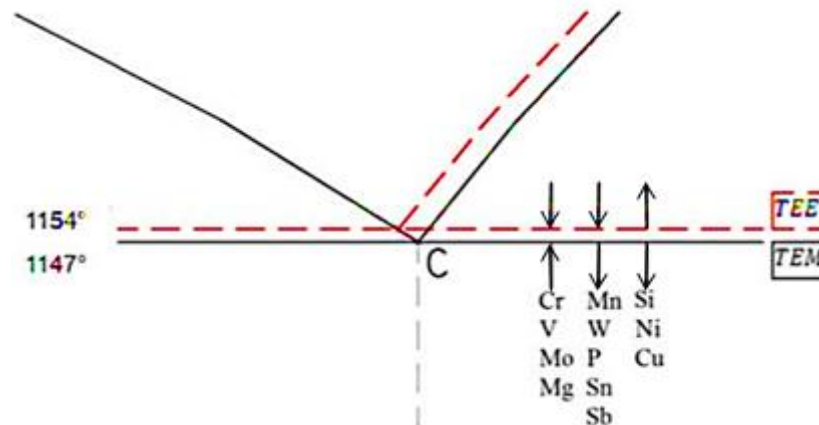
Figura 3.1 – Metalografia do ferro fundido nodular, nódulos de grafita e matriz Ferrítica/ Perlítica – Nital 2%



Fonte: O autor.

O estudo da metalurgia dos ferros fundidos se inicia em condições de equilíbrio, apresentando uma fase pró-eutética constituída de austenita ou grafita, com a completa solidificação eutética resultando em austenita, grafita ou austenita, e carbeto. O sistema Fe-C apresenta dois eutéticos, o estável que é formado por austenita e grafita, e o metaestável constituído por austenita e carbeto. A diferença aproximada é de 7°C entre as temperaturas de equilíbrio do eutético estável (TEE) e do metaestável (TEM). Alguns elementos de liga como o silício causam um aumento no intervalo entre as linhas do diagrama, podendo exceder os 35°C. Outros elementos como cromo, manganês, vanádio e tungstênio causam um estreitamento e até a sobreposição entre a faixa dos eutéticos (CARMO, 1992; SANTOS, 2007). O efeito pode ser mais bem visto com a ampliação próxima ao ponto eutético na Figura 3.2.

Figura 3.2– Efeito dos elementos de liga nos pontos eutéticos



Fonte: Carmo, 1992.

Para obter a grafita em forma de nódulos é preciso utilizar elementos químicos nodularizantes, como por exemplo, o magnésio e/ou cério, agregando ao ferro fundido nodular alta ductilidade para matriz ferrítica, com valores de até 900 MPa de limite de resistência para a matriz perlítica, além de elevada fluidez, resistência ao desgaste, tenacidade e temperabilidade, que combinam propriedades semelhantes às dos aços com as vantagens de fabricação do ferro fundido (GUESSER, 2009; SANTOS, 2007).

O efeito grafitizante de um elemento de liga pode estar ligado, por exemplo, a um aumento da atividade do carbono na liga. Os efeitos da presença de outros elementos na composição dos ferros fundidos podem ser indicados pela equação (3.1) para o cálculo do carbono equivalente (CE). Com a seguinte expressão amplamente utilizada e introduzida pelo *Gray Iron Research Institute*:

$$CE = \%C + \frac{\%Si}{3} + \frac{\%P}{3} \quad (3.1)$$

O ferro fundido eutético é considerado para valores de $CE = 4,3\%$ e esta aproximação da liga em relação ao ponto eutético ajuda a entender o caminho da solidificação dos ferros fundidos. Já as ligas com $CE < 4,3\%$ são as hipoeutéticas. Nesse caso, a solidificação tem início com a nucleação e crescimento de dendritas de austenita, que segregam silício e carbono para o líquido remanescente que deve solidificar entre TEE e TEM, ocorrendo o fenômeno de nucleação e crescimento da austenita e grafita eutéticas (células eutéticas) (SANTOS; BRANCO, 1989).

Figura 3.3 – Estágio de crescimento do nódulo de grafita, envolvida por um halo de austenita



Fonte: LUX et al., 1974.

Para um valor de $CE > 4,3\%$ a liga é considerada hipereutética e, conseqüentemente, a fase primária a nuclear e crescer é a grafita, com um maior grau de superesfriamento ocorre uma maior taxa de nucleação dos nódulos de grafita, os quais são envolvidos pela austenita, tendo seu crescimento limitado pelo fenômeno de difusão de carbono (SANTOS; BRANCO, 1989).

Após a solidificação haverá passagem pelo campo da transformação eutetóide (estável e metaestável). Para um lento resfriamento ocorrerá à reação eutetóide estável e a ferrita poderá se formar pela difusão do carbono excedente para as grafitas. Se a taxa de resfriamento for mais elevada, o sistema tende a formação de ferrita e carbetos (perlita), pela reação eutetóide metaestável. A perlitização é favorecida pela presença de elementos de liga como cobre, estanho e antimônio, que promovem aumento da temperatura eutetóide metaestável e reduzem a velocidade de difusão do carbono para a grafita, produzindo uma austenita supersaturada em carbono, que se decompõe em perlita (SANTOS; BRANCO, 1989).

Devido aos núcleos de solidificação instáveis, que podem ter seu tamanho reduzido ou serem destruídos, é necessário o aquecimento por um período de tempo a uma dada temperatura, para homogeneizar o metal líquido no banho. Após o sobreaquecimento é necessário fazer um tratamento correto de inoculação, com elementos grafitizantes, para a formação dos centros efetivos necessários para nucleação da grafita. A solidificação segundo o eutético estável é favorecida pelo incentivo à nucleação de grafitas e dendritas de austenita, minimizando as possibilidades de solidificação segundo o eutético metaestável, que por sua vez resulta na formação de carbetos (SANTOS; BRANCO, 1989). Os tratamentos de inoculação e nodularização serão descritos e discutidos em maiores detalhes no item a seguir.

O rígido controle do processo de fundição é necessário para a produção do ferro fundido nodular com microestrutura adequada ao posterior tratamento térmico de austêmpera, ou seja, com baixa incidência de microrechupes e inclusões, alto grau de nodularidade e elevada contagem de nódulos na matriz metálica. Das etapas de processo a ser acompanhado e controlado, merecem destaque: o sobreaquecimento do banho, o controle da composição química, o tratamento de inoculação e o tratamento de nodularização (PUTATUNDA; GADICHERLA 2000; PUTATUNDA; RAO, 1997; PUTATUNDA, 2001).

3.2 TRATAMENTOS DE INOCULAÇÃO E NODULARIZAÇÃO

O tratamento de inoculação consiste na adição de elementos grafitizantes ao metal líquido durante a transferência do forno para panelas de tratamento/vazamento e/ou durante o vazamento do metal nos moldes de fundição. Os inoculantes são geralmente compostos ricos em silício e outros elementos formadores de óxidos e silicatos, que servirão como centros efetivos para nucleação e crescimento da grafita. Ademais promovem a diminuição do grau de superesfriamento necessário para a nucleação e aumentam o número de células eutéticas produzidas. Com isso, os efeitos do fenômeno de segregação de elementos de liga são reduzidos, produz-se uma estrutura mais homogênea e refinada, com alta contagem de nódulos de grafita e menos susceptível à formação de carbetos (SANTOS; BRANCO, 1989).

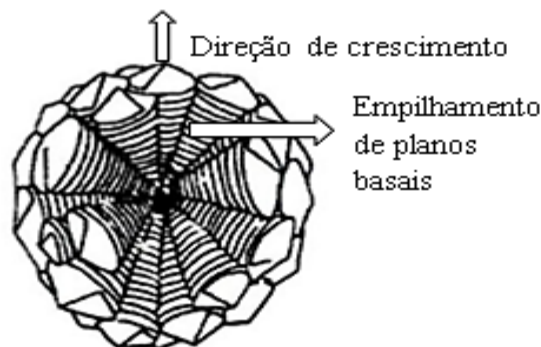
Dentre os fatores que afetam a inoculação dos ferros fundidos, cita-se a temperatura do metal líquido, que não deve ser muito elevada, a ponto de promover a dissolução dos centros efetivos para nucleação; a temperatura também não pode ser baixa demais, pois nesse caso não seria possível promover a efetiva dissolução do inoculante. A quantidade de inoculante adicionado varia com a espessura da peça e o tipo de inoculante utilizado. Um processo de inoculação eficiente, que resulte na redução do grau de superesfriamento térmico necessário para promover a nucleação de grafitas é especialmente importante na solidificação de paredes finas, com altas taxas de resfriamento. A superfície do banho metálico deve ser limpa, retirando a escória para em seguida adicionar o inoculante. O tempo transcorrido entre a inoculação e a solidificação ou “tempo de vida” do inoculante (fadiga térmica ou “fading”) é calculado visando maior eficiência do composto; nesse cálculo também são considerados a granulometria das partículas introduzidas, o tipo de inoculante e a técnica de inoculação a ser utilizada (SANTOS; BRANCO, 1989).

Os inoculantes são adicionados ao metal líquido por meio de três técnicas principais, a saber: i) durante a transferência do metal do forno de fusão para a panela de vazamento; ii) inoculação no jato de metal durante o vazamento para o molde, o que gera uma

inoculação homogênea, aumentando a eficiência do inoculante; e iii) adição no interior do molde, na qual ocorre a dissolução do inoculante no sistema de canais durante o vazamento de metal líquido. Esta última técnica favorece o tempo de transformação do inoculante (SANTOS, 2007). A inoculação é de suma importância para o tratamento térmico de austêmpera, pois o aumento no número de nódulos de grafita favorece o enriquecimento da austenita em carbono durante a etapa de austenitização.

Os elementos mais comumente utilizados para a obtenção de grafita nodular são magnésio, cério e cálcio, adicionados ao metal líquido, com o intuito de reagir com elementos tensoativos, principalmente enxofre e oxigênio, a fim de formar produtos de reação estáveis, como óxidos e sulfetos. O magnésio possui a melhor relação custo-benefício na utilização em escala industrial, podendo ser adicionado ao banho metálico na forma granulada, de finos ou em arame. Também são utilizadas ligas, sais e óxidos de magnésio (FUOCO et al., 2003). A Figura 3.4 representa o crescimento da grafita que ocorre pelo plano prismático, devido aos elementos tensoativos, o que resulta em grafita lamelar.

Figura 3.4– Sentido de crescimento do nódulo de grafita



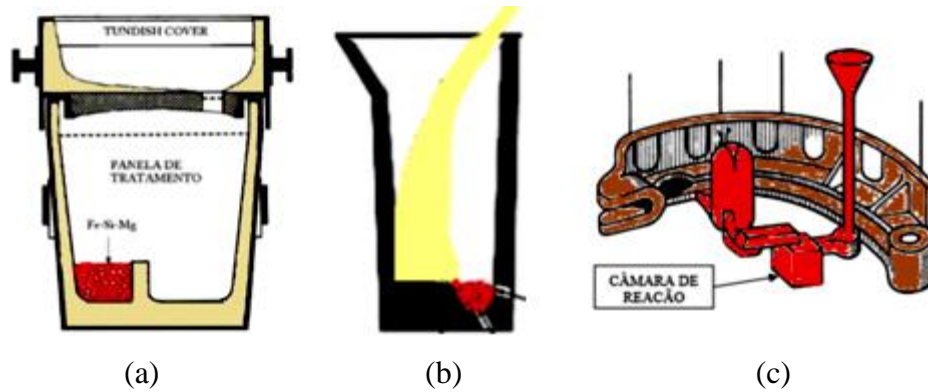
Fonte: SANTOS, 1987.

O crescimento da grafita pelo plano basal é um processo espontâneo após a adição de agentes nodularizantes, resultando em grafita esferoidal (SANTOS, 2007; FUOCO et al., 2003). Dentre as técnicas mais utilizadas para a reação do composto nodularizante com a liga do banho metálico, estão os métodos: sanduíche, “*tundish cover*” e no molde, representadas nas ilustrações da Figura 3.5.

Os métodos “*tundish cover*” e sanduíche (Figura 3.5a e Figura 3.5b) são muito parecidos, o que diferencia os dois é a construção da panela e a forma de acomodar a liga de magnésio. O método no molde (Figura 3.5c) é bastante utilizado em alguns processos de fabricação e utilizam pequenos briquetes do composto nodularizante acomodados em uma

câmara de reação entre um canal e outro, no interior dos moldes de vazamento da peça (SANTOS, 2000).

Figura 3.5 – Ilustração esquemática do processo de nodularização do ferro fundido



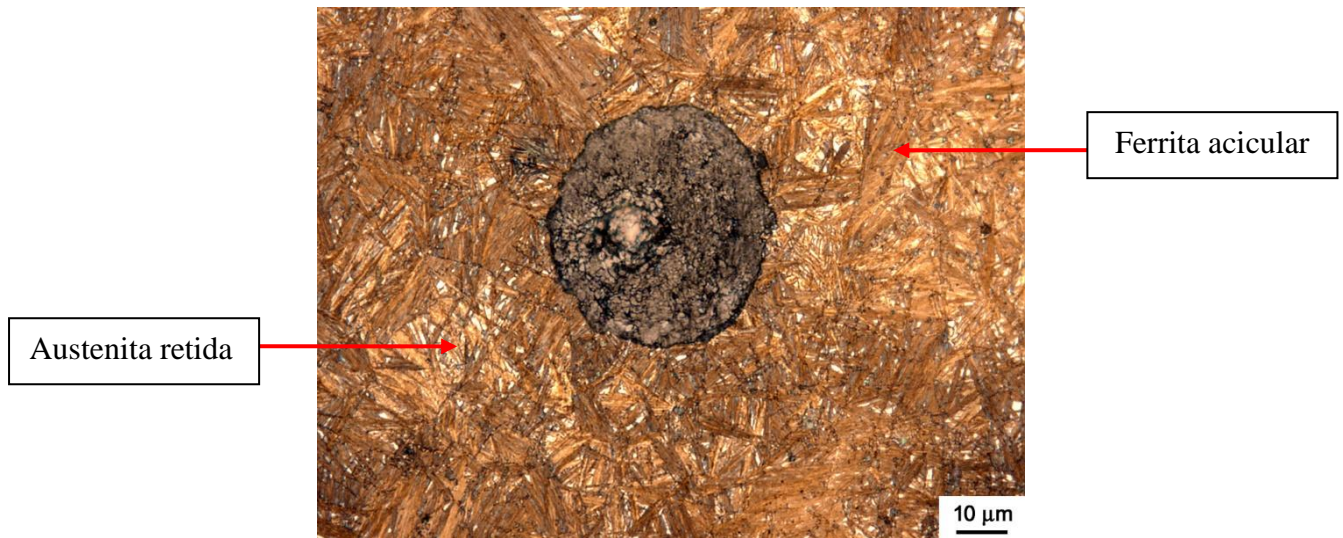
Fonte: SANTOS, 2000.

Os nódulos de grafita são muito importantes na microestrutura, pois além de constituírem fontes de carbono durante o posterior tratamento térmico, reduzem a quantidade de perlita na reação eutetóide, tornando a matriz mais ferrítica. A presença de grafitas em maior quantidade e em formato mais esferoidal (grau de nodularização) pode promover aumento no alongamento, redução na formação de carbeto e uma matriz mais homogênea e refinada. Essas características geralmente resultam em melhorias na ductilidade e na usinabilidade do ferro fundido nodular (GUESSER, 2009). O grau de nodularização é um parâmetro que permite avaliar a geometria dos nódulos de grafita. A análise visual, ou por meio de técnica de análise de imagens, permite a comparação da geometria dos nódulos em relação ao que seria uma esfera. O grau de semelhança da grafita com um círculo perfeito é expresso em valor percentual (PIESKE; CHAVES; GRUHL, 1975).

3.3 TRATAMENTO TÉRMICO DE AUSTÊMPERA

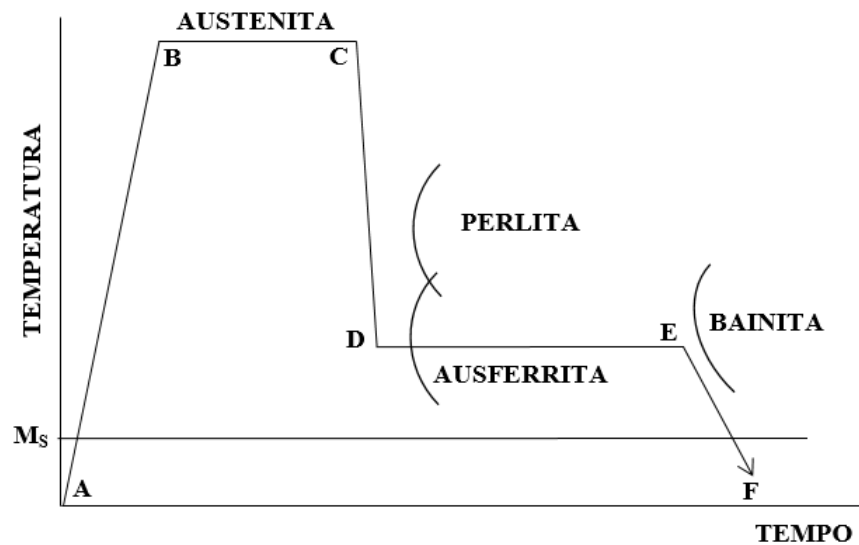
O ADI é um subproduto do ferro fundido nodular, produzido por um tratamento térmico conhecido como austêmpera, que consiste de duas etapas: a austenitização e, posteriormente, a austêmpera propriamente dita. Uma microestrutura típica desse material é apresentada na Figura 3.6, onde se pode observar a presença de um nódulo de grafita (cinza escuro) em meio à matriz metálica, composta de agrupamentos de feixes de ferrita bainítica (em tons de marrom) e um fundo claro de austenita retida após o término do tratamento térmico. Uma ilustração esquemática das etapas envolvidas no tratamento térmico de austêmpera é apresentada na Figura 3.7.

Figura 3.6 – Microestrutura típica de um ferro fundido nodular austemperado



Fonte: BONETI, 2014.

Figura 3.7 – Diagrama esquemático de um ciclo de tratamento térmico de austêmpera



Fonte: Adaptado de KOVACS, 1990.

Inicialmente o ferro fundido nodular é aquecido (trecho A-B) até o patamar de austenitização (B-C), que se situa em temperaturas entre 850°C e 950°C. O tempo de austenitização pode variar entre 1 a 3 horas e tem por objetivo enriquecer a austenita em carbono, tornando-a mais estável. Na sequência o material é resfriado rapidamente (C-D) até o patamar isotérmico de austêmpera, que pode variar de 250°C a 450°C. A temperatura inferior do patamar de austêmpera deve ser superior à temperatura de início de transformação martensítica, definida pela linha M_s . O material geralmente é mantido no patamar de austêmpera por tempos que variam 0,5 a 4 horas (D-E). O tempo de permanência deve ser

inferior ao intervalo necessário para entrada no campo de formação de bainita, o que nos ferros fundidos nodulares corresponde ao segundo estágio da reação de austêmpera, caracterizado pela precipitação de carbeto. Ao final o material é resfriado (E-F) até a temperatura ambiente (KOVACS, 1990; PUTATUNDA, 2001). Além da ferrita bainítica e da austenita retida, outros microconstituintes podem estar presentes na microestrutura do ADI, entre eles: martensita fresca (formada no resfriamento final, E-F), carbeto eutéticos e pró-eutéticos, ferrita pró-eutetóide e perlita. Esses microconstituintes devem ser evitados, pelo fato de normalmente contribuírem para a piora das propriedades mecânicas e de usinabilidade do ADI (GUESSER, 2009).

3.3.1 Transformações de fase na austêmpera

Os ferros fundidos nodulares que serão tratados termicamente por austêmpera devem possuir certos requisitos microestruturais, como alto número de nódulos de grafita igual ou superior a 150 nódulos/mm², elevada nodularidade das grafitas, superior a 85%, e ainda ser o mais isento possível de microrrechupes e microporosidades. Matrizes metálicas perlíticas, devido à maior disponibilidade de carbono, podem promover uma etapa de austenitização mais curta (DELIA; ALAALAM; GRECH, 1998; PUTATUNDA; GADICHERLA, 2000; PUTATUNDA; RAO, 2002). No patamar isotérmico de austêmpera, a austenita (γ) se decompõe em ferrita acicular (α) e austenita não transformada, de alto teor de carbono (γ_{altoC}). A segregação de átomos de carbono para a interface γ/α e a presença de silício em solução sólida promovem distorção no reticulado cristalino e diminuição da velocidade de transformação, por ação de forças de arraste de soluto. A transformação então deve prosseguir pela sucessiva nucleação de outros agrupamentos de feixes de ferrita bainítica, até o patamar característico de final do assim denominado primeiro estágio de austêmpera, ilustrado esquematicamente pela Figura 3.8. A partir dessa ilustração percebe-se que a reação de austêmpera é composta de dois estágios, a saber:

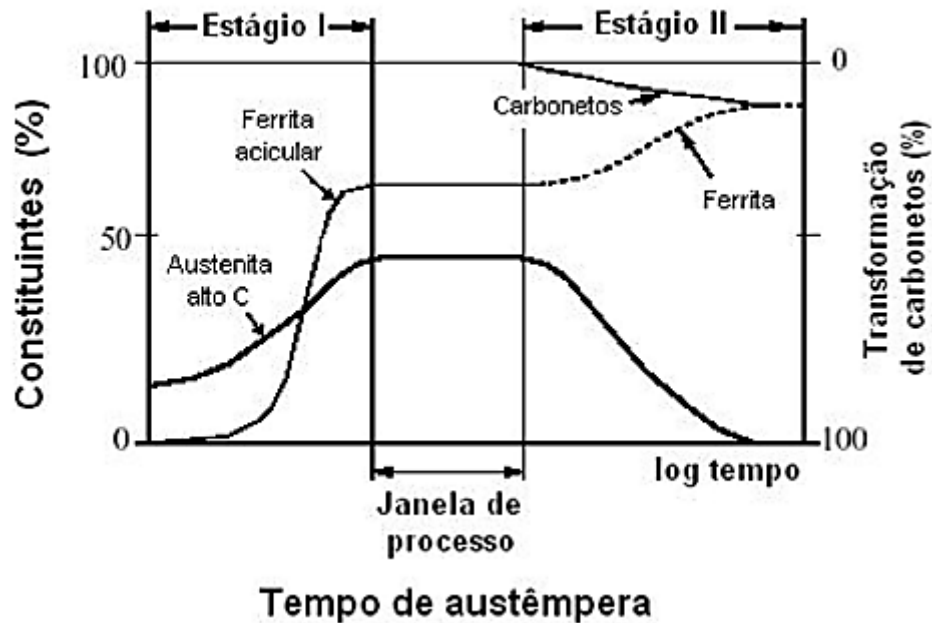
Primeiro estágio: $\gamma = \alpha + \gamma_{altoC}$; e

Segundo estágio: $\gamma_{altoC} = \alpha + Fe_3C$.

Se o material for mantido na temperatura de austêmpera por um tempo muito longo, ocorrerá então o segundo estágio da reação, que consiste na transformação da austenita de alto carbono (γ_{altoC}) em ferrita e carbeto de ferro (Fe_3C , cementita). Este período de tratamento compreendido entre o final do primeiro e o início do segundo estágios é conhecido como “janela de processo”. As melhores combinações de propriedades mecânicas são obtidas

na janela de processo. Na Figura 3.8 são ilustrados os dois estágios da reação de austêmpera, bem como a evolução da fração transformada de ferrita acicular (bainítica), além da chamada “janela de processo” (ELLIOTT, 1988; KOVACS).

Figura 3.8 – Representação esquemática da porcentagem de austenita estável de alto carbono em função do tempo de austêmpera, com os dois estágios da reação e a janela de processo



Fonte: YESCAS, 2001.

A transformação incompleta da bainita pode ser explicada pelo fenômeno de “estase” da reação. Este é causado pela segregação de elementos formadores de carbetos, na interface entre ferrita bainítica e austenita. No ADI, o silício possui papel fundamental na transformação bainítica, pois leva a uma redução na cinética de difusão de soluto na interface, o que atrasa a formação de carbetos como, por exemplo, a cementita (Fe_3C) (GOLDENSTEIN, 2002).

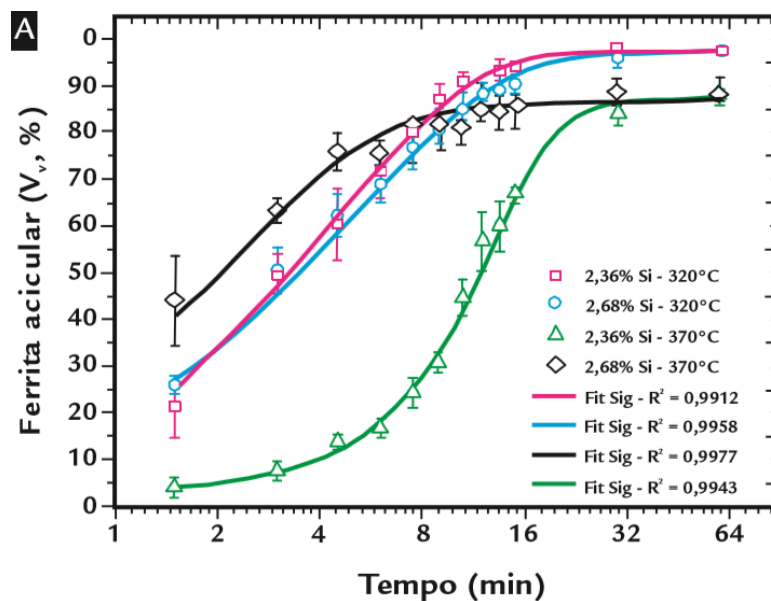
A cinética de transformação bainítica incompleta foi estudada por RAMOS (2012) durante tratamentos térmicos para obtenção do ADI, com auxílio da equação de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK), onde a dependência da fração transformada (V_v) com o tempo (t) é dada pela equação (3.2), onde K e n são constantes:

$$V_v = 1 - \exp(-Kt^n) \quad (3.2)$$

Para esse modelo a taxa de nucleação e crescimento não se altera durante a transformação bainítica e os núcleos não possuem aleatoriedade nem lugares fixos na matriz

(PADILHA, 2007). Os valores do expoente n da equação JMAK variaram entre 0,15 e 0,67, para duas ligas de ferro fundido nodular contendo 2,36% e 2,68% de Si. As curvas de transformação isotérmica são apresentadas na Figura 3.9, onde se observa que as frações transformadas de ferrita, no início da estase da reação bainítica, foram menores para temperaturas mais altas. A adição de elementos de liga possui papel importante na cinética de transformação bainítica, como é o caso do silício. O principal efeito desse elemento é o de retardar a formação de carbeto.

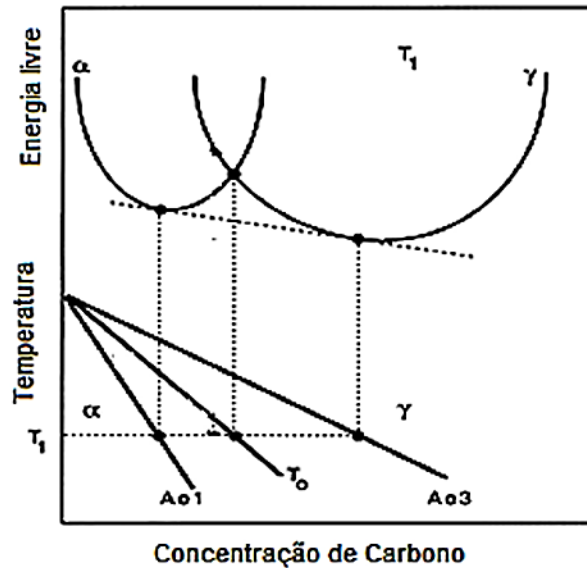
Figura 3.9 – Influência da temperatura de transformação na fração volumétrica de ferrita acicular



Fonte: RAMOS, 2012.

Na Figura 3.9 podem ser visualizadas as curvas de energia livre da ferrita e da austenita em função da concentração de carbono, onde se podem analisar os aspectos termodinâmicos envolvidos na reação de austêmpera; considerando que T_1 é a temperatura de patamar isotérmico no ciclo de tratamento. Em T_0 as curvas de energia livre da austenita e da ferrita, para um mesmo teor de carbono, se cruzam. Na linha A_03 a reação é interrompida antes que a austenita atinja sua composição de equilíbrio (BHADESHIA, 2001).

Figura 3.10 – Curvas de energia livre para austenita e ferrita, em função da temperatura de transformação e da concentração de carbono



Fonte: BHADSHIA, 2001.

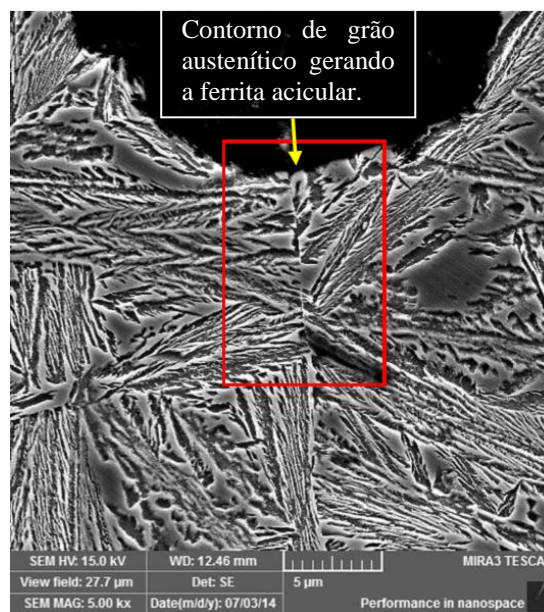
O conhecimento e controle das variáveis de processo é muito importante para a obtenção do ADI. Por exemplo, conforme comentado anteriormente, o segundo estágio da reação de austêmpera é indesejável para o nodular austemperado. Logo, o período entre o primeiro e o segundo estágios, denominado “janela de processo”, deve ser conhecido. Tanto a cinética de reação quanto o tempo de duração do fenômeno de estase são influenciados por uma série de fatores, dentre eles:

- Tempo e temperatura de austenitização;
- Taxa de resfriamento;
- Temperatura e tempo de austêmpera;
- Influência dos elementos de liga e de sua segregação;
- Influência dos elementos formadores de carbetos; e
- Influência dos elementos não formadores de carbetos (ELLIOTT, 1988).

Ainda que não seja objetivo desse texto o aprofundamento na disputa a respeito dos mecanismos de transformação bainítica, vale lembrar que existem duas correntes na literatura. A primeira delas é a que defende que a bainita é formada por um mecanismo “deslocativo” (ou martensítico), que ocorre por cisalhamento; enquanto outra corrente defende que o mecanismo de transformação é difusional, ou “reconstrutivo”. Seja por cisalhamento ou difusão, cada qual com sua peculiaridade, merece destaque a prerrogativa de que a formação da bainita se inicia a partir dos contornos de grãos da austenita, com a nucleação da ferrita em forma de ripas e o crescimento por nucleação de repetidas

subunidades, o que resulta em agrupamentos de feixes de ripas (“bundles of sheeves”) de ferrita bainítica (BHADESHIA, 1980; AARONSON, 1990; GOLDENSTEIN, 1999). Esta microestrutura pode ser observada em maiores detalhes na micrografia eletrônica da Figura 3.11, com destaque para a região do quadro vermelho, em que se pode notar a presença de um antigo contorno de grão austenítico, a partir do qual houve a nucleação de agrupamentos de feixes de ferrita bainítica, que pode ser explicado pelo mecanismo de nucleação simpática (“sympathetic nucleation”).

Figura 3.11 – Microestrutura do ADI (MEV/FEG). Notar o quadro em que se destaca a região de um antigo contorno de grão austenítico



Fonte: BONETI, 2014.

A nucleação e crescimento de ripas de ferrita causa uma redução na cinética de transformação ferrita/austenita, devido ao efeito de arraste de soluto causado pelo silício. Para que a transformação possa prosseguir, entra em ação o mecanismo de nucleação simpática, a qual se dá ao cessar o crescimento da ripa de ferrita, assim nucleando outra subunidade de ferrita na interface ferrita/austenita. Estas subunidades se agrupam uma sobreposta a outra, em forma de feixes de ferrita. Essa transformação cessa com a estase da reação, devido à diminuição do potencial para a nucleação, somada ao efeito de arraste de soluto (BHADESHIA, 1980; GOLDENSTEIN, 1999; GOLDENSTEIN, 2002).

3.4 EFEITO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA E O CÁLCULO DE M_s

As propriedades mecânicas do ADI estão intimamente relacionadas à microestrutura desenvolvida durante o tratamento térmico, que pode ser otimizada pelo

controle das temperaturas e tempos de austenitização e austêmpera. O teor de carbono inicial na austenita é dependente da temperatura e o tempo de austenitização, enquanto a temperatura de austêmpera influencia na cinética de transformação bainítica, no grau de refinamento da ausferrita resultante da decomposição da austenita e na fração volumétrica de ferrita bainítica no início do patamar de estase da transformação (HAYRYNEN, 2002; YANG et al., 2013).

A composição química da liga pode ser utilizada para o cálculo de parâmetros fundamentais para o tratamento de austêmpera, tais como o teor de carbono dissolvido na austenita a uma dada temperatura, bem como da temperatura de início de transformação martensítica (M_s – “martensite start”). Além de influenciar a temperatura M_s , o teor de carbono na austenita controla tanto a cinética de transformação bainítica como o nível de estabilidade da austenita. A austenita não transformada de baixo teor de carbono é mecanicamente instável e pode se transformar em martensita fresca durante o resfriamento até a temperatura ambiente (ELLIOTT, 1988; PUTATUNDA; GADICHERLA, 2000).

VOIGT E LOPER (1984) descrevem uma fórmula empírica estabelecida para estimar o teor de carbono inicial na austenita (C_v^0) em função da temperatura de austenitização (T_r) e do teor de silício da liga. A relação entre esses fatores é dada pela Equação (3.3):

$$C_v^0 = \frac{T_r}{420} - 0,17(\text{wt\% Si}) - 0,95 \quad (3.3)$$

Onde:

T_r é a temperatura de austenitização em graus Celsius (°C);

C_v^0 é o teor de carbono na austenita.

Já a Equação (3.4), de NEUMANN (1965), inclui outros elementos de liga comumente presentes na composição de ferros fundidos nodulares, como segue:

$$C_v^0 = 1,61 \times 10^{-6} T_r^2 + 3,35 \times 10^{-4} T_r + 0,006(\text{wt\% Mn}) - 0,11(\text{wt\% Si}) - 0,07(\text{wt\% Ni}) + 0,014(\text{wt\% Cu}) - 0,3(\text{wt\% Mo}) - 0,435 \quad (3.4)$$

A temperatura de início de transformação martensítica (M_s) também pode ser estimada com auxílio de equações da literatura. A fórmula empírica proposta por ANDREWS (1965) é apresentada na Equação (3.5), onde as concentrações dos elementos de liga são expressas em % em peso:

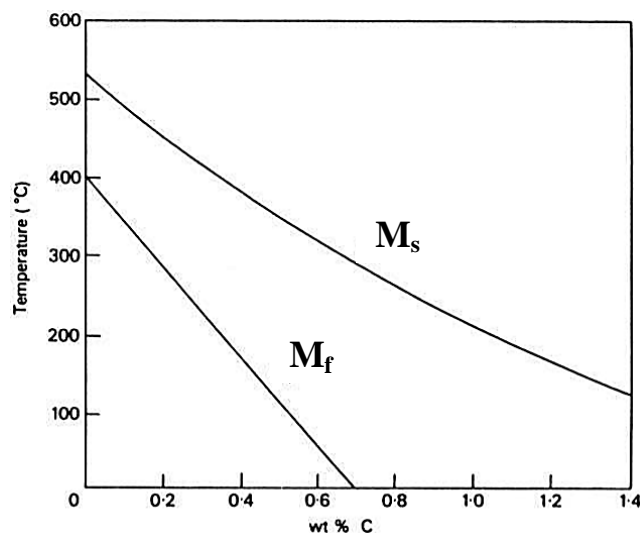
$$M_s (\text{°C}) = 539 - 423(\%C) - 30,4(\%Mn) - 17,7(\%Ni) - 12,1(\%Cr) - 7,5(\%Mo) \quad (3.5)$$

A equação de ANDREWS foi modificada por KUNG e RAYMENT (1982), diferindo da primeira pela presença de coeficientes para os elementos cobalto e silício, como se observa na Equação (3.6):

$$M_s (\text{°C}) = 539 - 423(\%C) - 30,4(\%Mn) - 17,7(\%Ni) - 12,1(\%Cr) - 7,5(\%Mo) + (10,0Co - 7,5Si) \quad (3.6)$$

A variação nas temperaturas de início (M_s) e final (M_f) de formação de martensita em função do teor de carbono na austenita pode ser observada na Figura 3.1.

Figura 3.12– Efeito do carbono na M_s e M_f para um aço



Fonte: PETRY, 1970.

Observa-se que as temperaturas de início e final de formação de martensita são deslocadas para menores valores com o aumento do teor de carbono dissolvido na austenita, isto é, o enriquecimento da austenita em carbono promove aumento de sua estabilidade.

3.5 ESPECIFICAÇÕES E PROPRIEDADES DO ADI

A grande expansão no emprego do ADI em diversos setores da indústria, entre eles o automotivo, o ferroviário e o agrícola, fez com que empresas, organismos e associações elaborassem um conjunto de especificações de propriedades mecânicas, bem como normas de fabricação e controle de qualidade. O ADI possui propriedades mecânicas completamente distintas dos ferros nodulares ferríticos, perlíticos e martensíticos. Atualmente existem

diversas normas internacionais que definem as classes de resistência do ADI. Por ordem cronológica, são elas: i) norma ASTM A897/1990; ii) norma europeia EN 1564/1997; iii) norma SAE J2477/2003, e iv) norma ISO 17804/2005. Recentemente a norma ASTM A897/1990 foi reeditada, dando origem à ASTM A897/A897M-2016. Esta norma especifica as propriedades mecânicas, obtidas através de ensaios de tração, especificando limites de resistência, escoamento e alongamento para as diferentes classes de ADI. Valores de dureza, não são especificados nesta norma, porém são fornecidos valores indicativos. Os valores de propriedades mecânicas especificados pela norma ASTM A897/897M-2016 são apresentados na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Especificação de Propriedades Mecânicas das Classes 1-6 para o ADI

Classe	LRT (Mpa)	LE (Mpa)	A (%)	EAI (J)	HB
750/500/11	750	500	11	110	241-302
900/650/09	900	650	9	100	269-341
1050/750/07	1050	750	7	80	302-375
1200/850/04	1200	850	4	60	341-444
1400/1100/02	1400	1100	2	35	388-477
1600/1300/01	1600	1300	1	20	402-512

Fonte: adaptado de ASTM A897/A897M, 2016.

onde:

LRT: limite de resistência à tração;

LE: limite de escoamento convencional (0,2% de deformação);

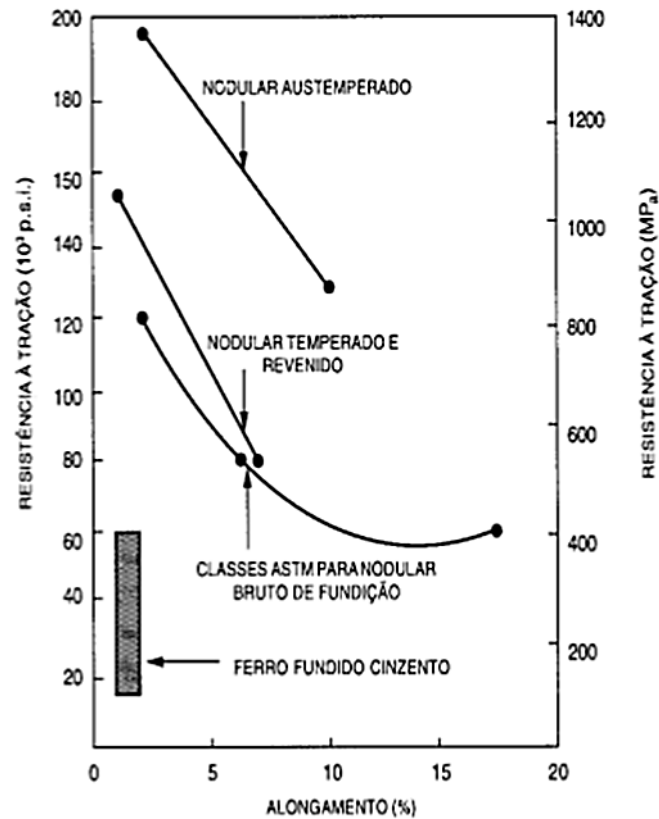
A: alongamento percentual, base de medida igual a 50 mm;

EAI: energia absorvida no ensaio de impacto Charpy, corpo de prova de 10x10x55mm sem entalhe; e

HB: dureza Brinell.

Segundo Keough (1991) o ADI é um material com propriedades muito atrativas e as peças produzidas com esse material possuem uma massa específica 10% menor que a do aço. A relação de peso e resistência do ADI pode torná-lo mais competitivo que os outros ferros fundidos nodulares, aços forjados e até mesmo ligas de alumínio. A representação da Figura 3.13 a seguir compara propriedades de resistência à tração e alongamento para diferentes microestruturas de ferros fundidos.

Figura 3.13– Propriedades de resistência à tração e alongamento para diferentes microestruturas de ferros fundidos

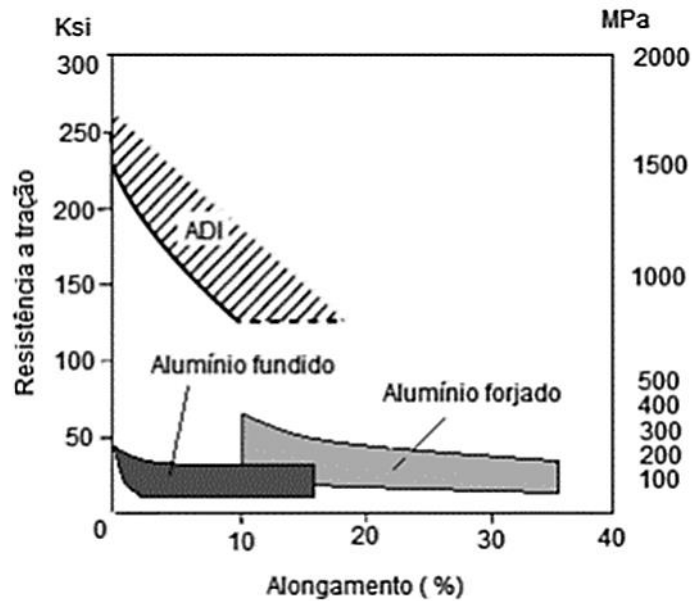


Fonte: FULLE, 1993.

Outras características do ADI tornam esse material ainda mais atrativo. A grafita promove excelente usinabilidade do ferro fundido nodular, antes do tratamento térmico. Ela ainda possui a função de amortecimento de vibrações, o que melhora o desempenho do ADI quando aplicado em peças submetidas à vibração e movimento. A presença de grafita também promove redução do coeficiente de atrito entre superfícies em movimento, melhorando as propriedades tribológicas do material e aumentando sua resistência ao desgaste. A Figura 3.14 compara a resistência à tração do ADI com a das ligas de alumínio forjado e fundido. Pode-se observar que o ADI apresenta resistência três vezes maior que as ligas de alumínio fundido, para níveis de alongamento similares.

A obtenção do ADI em seu estado de fundição é outra vantagem, quando comparado a materiais forjados. A abundância e baixo custo das matérias-primas para a produção de ferro fundido nodular dispensa o uso de forjarias, que encarecem os custos de fabricação. Os gastos com energia na produção do ADI chegam a ser iguais à metade dos observados na produção de peças forjadas (MOORE, 1990).

Figura 3.14 – Gráfico comparativo de resistência à tração e alongamento para o ADI e ligas de alumínio forjado e fundido



Fonte: QIT – FER ET TITANE INC, 1990.

Tabela 3.2 – Consumo de energia na fabricação de engrenagens em ADI e aços forjados

	Consumo de energia [kWh/t]	
	Ferro fundido nodular	Aço forjado
Produção do "blank"	-x-	4500
Recozimento	2500	500
Austêmpera	600	-x-
Cementação	-x-	800 – 1200
Total	3100	5800 – 6200
Economia de energia	47 – 50%	

Fonte: MOORE, 1990.

3.6 RESTRIÇÕES E APLICAÇÕES DO ADI

O ADI normalmente apresenta menor usinabilidade que o ferro nodular bruto de fundição, devido ao fato da austenita retida, em alguns casos, se transformar em martensita induzida por tensão. O ADI ainda possui limitações quando à temperatura de trabalho, que não pode se sobrepor à de tratamento de austêmpera, devido às possíveis alterações em sua microestrutura e, conseqüentemente, em suas propriedades mecânicas. A temperabilidade de seções espessas, acima de 25 mm de espessura, é outra limitação do ADI. Quanto mais espessas as seções transversais dos componentes a serem austemperados, maiores serão os teores de elementos de liga adicionados. Isto leva a um aumento no custo de fabricação, bem

como a maiores níveis de segregação de elementos durante a solidificação da liga (HAYRYNEN, 2002).

As aplicações mais conhecidas do ADI são de peças para o meio automotivo, como por exemplo: engrenagens, caixas de câmbio, árvores de virabrequins, cruzetas de diferenciais, eixos de comandos de válvulas, suportes de motor e de feixes de molas, sapatas de freio e componentes de proteção para caixas de transmissão. O ADI também tem sido utilizado em componentes de máquinas e implementos agrícolas e de terraplanagem, guias de esteiras para mineração e grampos de ferrovias (PUTATUNDA.; RAO, 1997; KEOUGH, 1991; TANAKA; KAGE, 1992). Na Figura 3.15 pode ser observado, no detalhe (círculo vermelho), um suporte de feixes de molas produzido em ADI.

Figura 3.15 – Suporte de feixe de mola fabricado em ADI



Fonte: BONETI, 2014.

No Brasil a terceirização do tratamento térmico para o ADI nas fundições foi, em princípio, um dos entraves para uma mais rápida ampliação de sua aplicação. Uma complexa logística de transporte entre a empresa de fundição e a de tratamento térmico, na maioria das vezes causa um aumento nos custos finais do produto. A instalação de setores de tratamento térmico nas fundições contribuiu para o aumento no número de aplicações do ADI, bem como elevação do valor agregado dos produtos fundidos (VACCARI, 1990; FULLER, 1993).

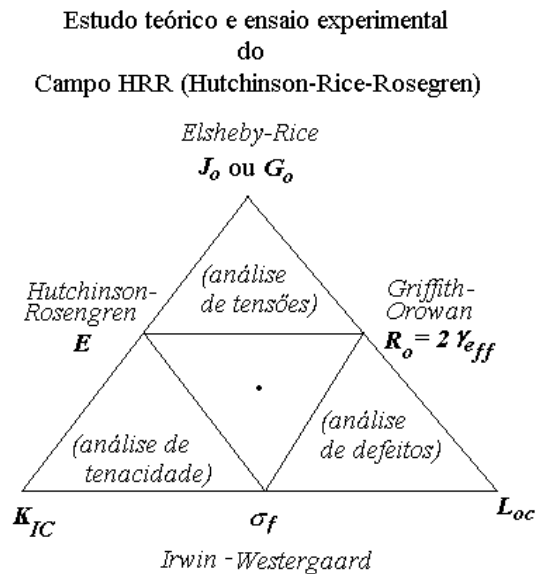
3.7 MECÂNICA DA FRATURA

A mecânica da fratura estuda o comportamento de materiais, aplicados em componentes, que possuem defeitos como rechupe, trincas, inclusão ou qualquer outro concentrador de tensão que podem ser estudados em condição real de aplicação. A forma tradicional de analisar a resistência dos materiais é baseada na tensão de escoamento e

resistência máxima a tração, além dessas propriedades outro parâmetro importante é a tenacidade à fratura, pois segundo a mecânica da fratura é definida como a resistência a propagação de uma trinca. As condições de trabalho são cruciais na vida útil de um componente que possui defeitos, ainda que pequenos e que não possam ser evitados na sua obtenção, mas que podem levar a falha catastrófica (KANNINEN; POPELAR, 1985).

Por mais controlada que seja a fabricação de um material, como por exemplo, a obtenção do ferro fundido nodular, com a rigorosa seleção da matéria prima, passando pelo tratamento de inoculação e nodularização no momento do vazamento, mesmo assim é inevitável o surgimento de alguns defeitos (vide secção 3.2). A grafita por si só é um concentrador de tensões, tal defeito é inerente ao próprio material (PUTATUNDA; RAO, 1997).

Figura 3.16 – Triângulo da Mecânica da Fratura: caracterização de um material quanto as suas propriedades mecânicas da fratura



Fonte: ANDERSON, 1995.

Os materiais podem ser estudados com a ajuda de três vértices que formam o triângulo da Mecânica da Fratura. Primeiramente são analisadas as tensões obtidas através de carregamentos aplicados na estrutura. Em seguida obter experimentalmente as propriedades de fratura do material. Em um terceiro vértice muito pautado neste texto são considerados os defeitos existentes na estrutura. Os três vértices do triângulo da mecânica da fratura são exemplificados na Figura 3.16. A partir do conhecimento destas três condições do material estudado, é possível avaliar as energias e forças envolvidas no crescimento de uma trinca.

Para entender os objetivos gerais da mecânica da fratura uma pergunta retórica é feita: que tamanho de trinca ou falha é permitido em uma estrutura, submetida a uma determinada tensão de trabalho? Ela se reporta as condições mínimas de uso para que o componente seja substituído em caso da ocorrência de trinca ou defeitos.

A Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) ajuda a entender os conceitos tradicionais da mecânica envolvidos na fratura frágil com a presença de trincas. Em materiais dúcteis a MFLE não resolve as considerações de tensões plásticas na ponta trinca, por isso é usada a Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) como complemento para explicar a relação da zona plástica e o processo de fratura.

Os primeiros conceitos da MFLE, usando critérios energéticos, foram introduzidos por Griffith. Depois Irwin supôs que a trinca se propaga quando o fator de intensidade de tensão, proposto por ele, atinge um valor crítico, chamado de tenacidade à fratura (EWALDS, WANHILL, 1993).

Um material que apresenta a ocorrência de pouca ou mesmo nenhuma deformação plástica, sua condição é chamada de fratura frágil. A propagação de trincas ocorre de maneira brusca e rápida, ela é instável, não sendo necessário o aumento da tensão aplicada. A superfície de fratura frágil gera uma região macroscópica brilhante, com dois tipos de mecanismos de fratura: clivagem e fragilização intergranular (ATKINS, 1985). Por outro lado, um material dúctil apresenta uma considerável deformação plástica, nesse tipo de fratura o crescimento da trinca é impedido e tem sua propagação lenta, podendo resistir a pequenas perturbações. Uma superfície de fratura bem característica possui aparência irregular e fibrosa com aspecto macroscópico fosco e muita retração lateral do corpo de prova. A ductilidade de um material é medida pelo grau de deformação plástica antes da ruptura.

Um material tenaz tem a capacidade de imobilizar a propagação da fratura, devido à intensa deformação plástica em torno da ponta da trinca. A tenacidade na Mecânica da Fratura esta diretamente ligada à capacidade de um material absorver energia e resistir à propagação de uma trinca o que tente a evitar falhas catastróficas.

3.7.1 O critério de Fratura Griffith-Irwin-Orowan

Na Mecânica da Fratura Elasto-Plástica Linear a equação do equilíbrio energético de Griffith é modificada para incluir o termo de plasticidade dU_{pl} :

$$Xdu = dU_L - dU_{pl} + GdL_0 \quad (3.7)$$

onde:

dL_0 = é o incremento no comprimento projetado da trinca

X = é o carregamento das forças externas

du = é o incremento no deslocamento do ponto de aplicação da força

dU_L = é o incremento de deformação elástica

dU_{pl} = é o incremento de deformação plástica

G = é a taxa de energia elástica liberada

Irwin e Orowan acrescentaram a energia específica de deformação plástica, γ_p , muito menor que o termo de energia específica elástica, $\gamma_p \ll \gamma_e$, na definição de taxa de energia elástica liberada, G , cuja definição matemática é dada por:

$$G \equiv \frac{d}{dA_0} (F - U_V) \quad (3.8)$$

dA_0 é o incremento na área projetada da superfície de fratura.

Quando uma fratura quase-estática (ou regime estável) ocorre, a quantidade G assume valor crítico, G_c , o qual exatamente representa o trabalho específico de fratura requerido na zona de processo dado por R . Experimentos mostram que R é uma quantidade reprodutível sobre uma faixa útil de variáveis (tensão, deformação, taxa, temperatura ambiente, etc.) e pode-se escrever para um incremento quase-estático de crescimento de trinca em um corpo, contendo uma trinca existente de área A , sendo carregado por um par de forças externas auto-equilibrantes, X , associada com os deslocamentos u , da seguinte forma:

$$G \geq R \quad (3.9)$$

Portanto, o critério de fratura pode ser dado de acordo com a seguinte equação:

$$G_c = \frac{K_{IC}^2}{E} = R_c \quad (3.10)$$

Em diversas aplicações a MFLE não se aplica devido ao comportamento não linear elasto-plástico de materiais. Para se estudar esse aspecto não-linear utiliza-se o conceito matemático da taxa de energia elasto-plástica liberada e o conceito de integral-J, desenvolvido por Eshelby-Rice (RICE, 1968) que mede a energia gasta para o material fraturar.

3.7.2 Generalização da taxa de energia liberada para o caso elasto-plástico.

Quando, porém o termo da energia específica de deformação plástica, γ_p , definido por Irwin e Orowan, é considerável, a taxa de energia elástica liberada, G , deve ser

estendida a partir de (3.8) para o conceito de taxa de energia elasto-plástica liberada, J , cuja definição matemática é análoga à definição de G , ou seja:

$$G \rightarrow J \equiv \frac{d}{dA_0} (F - U_v) \quad (3.11)$$

Portanto, a generalização da taxa de energia liberada para o caso elasto-plástico é feita acrescentando-se o termo de deformação plástica na equação (3.8) para G . Desta forma, é conveniente escrever (3.8) de forma análoga à definição de Irwin como sendo:

$$J \equiv \frac{d}{dL_0} [F - (U_L + U_{pl})] \quad (3.12)$$

Usando o fato de que $U_L = \frac{1}{2} Xu$ (Teorema de Clapeyron) podemos escrever:

$$JdL_0 = \frac{1}{2} (Xdu - udX) - dU_{pl} \quad (3.13)$$

ou

$$JdL_0 = \frac{1}{2} X^2 d\left(\frac{u}{X}\right) - dU_{pl} \quad (3.14)$$

Observe que a flexibilidade pode ser separada na parte elástica e plástica

$$\left(\frac{u}{X}\right) = \left(\frac{u}{X}\right)_{elástico} + \left(\frac{u}{X}\right)_{plástico} \quad (3.15)$$

Logo a equação (3.12) passa a ser escrita como:

$$J(u, X, L_0) = \frac{1}{2} X^2 \frac{d(u/X)}{dL_0} - \frac{dU_{pl}}{dL_0} \quad (3.16)$$

Logo, a partir de (3.16) tem-se:

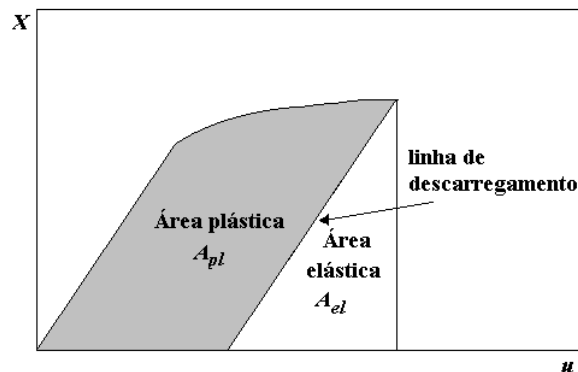
$$J = \frac{K_I^2}{E} - \frac{dU_{pl}}{dL_0} \quad (3.17)$$

Comparando-se a equação (3.10) com (3.17) observa-se que a diferença entre o comportamento elástico linear e o elasto-plástico está no termo de deformação plástica. Portanto, para a fratura elástica linear, J é mais familiarmente conhecida como a taxa de perda da energia elástica G . $J \equiv G$, para corpos elásticos lineares (Hookeanos). Quando uma fratura quase-estática (ou regime estável ou de equilíbrio) ocorre, as grandezas J ou G assumem valores críticos, J_c , ou, G_c , Portanto, $J_c = R$, origina o conceito de curva J_R .

3.7.3 O crescimento estável e o conceito de curva J-R, para o caminho liso

Considere a Figura 3.17 onde é ilustrado o gráfico do carregamento, X , em função do deslocamento do ponto de aplicação da força, u , para um material que possui comportamento elasto-plástico.

Figura 3.17. Variação da carga ou tensão elasto-plástica com o deslocamento para a fratura estável de um material dúctil. Com a representação da grandeza A_{pl} obtida da curva JR



Fonte: ASTM - E1737, 1996.

Um material dúctil apresenta uma deformação plástica irreversível de tal forma que ao se realizar um ciclo de carga e descarga da força X ocorre o aparecimento de uma “histerese” de deformação. Portanto para um crescimento estável de trinca, a determinação da curva J_R , em um ensaio de fratura, pode ser realizada por um processo em que a condição elástica não-linear (reversível) é mantida de forma a retratar a condição elasto-plástica (irreversível). Isto significa que durante a medida de J , a cada ponto de uma curva de $X \times u$ análoga a aquela mostrada no gráfico da Figura 3.17, o ciclo de carregamento e descarregamento não podem exceder a um valor de aproximadamente 20% do valor da carga, naquele ponto, para que ao se retornar ao ponto de carregamento inicial as condições elásticas não-lineares sejam mantidas.

De uma forma geral a integral J para um material dúctil pode ser escrita como:

$$J_{(i)} = \frac{K_{(i)}^2}{E} + J_{pl(i)} = R - \frac{dU_{pl(i)}}{dA_o} \quad (3.18)$$

Onde i , são os diferentes pontos sobre a curva de carga do corpo de prova, conforme mostra a Figura 3.17. $J_{pl(i)}$, é a componente plástica de J , $K(i)$ são os diferentes fatores de intensidade de tensão para cada modo de sollicitação de carga. $U_{pl(i)}$ é a energia de deformação plástica neste modos. Desde que

$$J_{pl(i)} = -\frac{dU_{pl(i)}}{dA_o} = \frac{2A_{pl(i)}}{B_N(w-L_0)} \quad (3.19)$$

Onde L_0 é o comprimento projetado da trinca. B_N , é a espessura líquida do corpo de prova, A_{pl} é área definida pelo gráfico da Figura 3.17. Logo, substituindo-se (3.19) em (3.18) obtém-se:

$$J_{(i)} = \frac{K_{(i)}^2}{E} + \frac{2A_{pl(i)}}{B_N(w-L_0)} \quad (3.20)$$

Um método experimental desenvolvido para medir a resistência à fratura, J_R em condições de propagação estável de trinca relacionando-se com a tenacidade do material está descrito na norma ASTM E1820-17a a qual será descrito em uma secção posterior.

Enquanto as sugestões de Orowan eram inseridas na MFC uma análise matemática mais profunda do campo de tensão ao redor da ponta da trinca começou a ser realizado por cientistas e matemáticos da época. Hutchinson, Rice e Rosengren – (HRR) (ANDERSON, 1995) perceberam que as propriedades mecânicas de um material, sujeito a um campo de tensão com uma trinca, deveriam estar contidas dentro o seguinte triângulo de propriedades Figura 3.16. Esta visão ampla da fratura levou Elshelby e Rice (RICE, 1968) a definirem uma integral de linha independente do caminho ao redor da ponta da trinca que representa a conservação de energia durante um processo de fratura estável, conforme será mostrado a seguir. Portanto, a relação entre a teoria termodinâmica de Griffith e a teoria elástica linear de IRWIN-WESTERGAARD (1939) foi obtida com sucesso por meio da definição da integral - G (para materiais frágeis) ou J (para materiais dúcteis), feita por Elshelby e Rice (RICE, 1968).

3.7.4 A integral-J de Eshelby-Rice, para o caminho liso

O conceito da integral-J de Eshelby-Rice nasceu como uma extensão da definição dada por Irwin-Orowan, definindo-se a função “energia potencial”, Π , da seguinte forma:

$$\Pi \equiv -\int (dF - dU_V). \quad (3.21)$$

Sabendo que $dF = Xdu$ pode-se escrever:

$$\Pi \equiv \int (dU_V - Xdu), \quad (3.22)$$

onde $U_V = \int WdV$ é a integral da densidade de energia, W , dada por:

$$W \equiv \int \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} . \quad (3.23)$$

Por conveniência a taxa de energia elasto-plástica J definida em (3.12) será reescrita como:

$$J \equiv -\frac{d\Pi}{dA} = \frac{Xdu}{dA_0} - \frac{dU_V}{dA_0} . \quad (3.24)$$

No lugar da somatória das componentes do trabalho realizado pelas forças externas $Xdu = \sum X_i du_i$ na equação (3.22), será considerado as condições ao longo do contorno C ao redor da ponta da trinca, mas do lado de fora da zona de processo, conforme mostra a Figura 3.18. Observe que, sobre condições de carga em equilíbrio, existe energia de deformação dentro do contorno, e trações, $\vec{T} = \sigma \hat{n}$, e deslocamentos, \vec{u} , sobre o próprio contorno.

Portanto, para a função Π na região de volume, V , encapsulada pelo contorno, C , vale:

$$\Pi \equiv \int_V W dV - \int_C \vec{T} \cdot \vec{u} \cdot ds , \quad (3.25)$$

onde s é a distância ao longo do contorno e a integração é realizada no sentido anti-horário.

Então de acordo com a equação (3.24) tem-se:

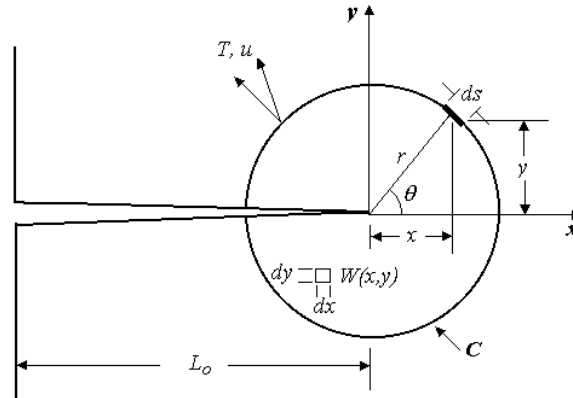
$$J \equiv -\frac{d\Pi}{dA_0} = -\frac{d}{dA_0} \left(\int_V W dV - \int_C \vec{T} \cdot \vec{u} \cdot ds \right) . \quad (3.26)$$

onde:

$W = \int \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}$: é a energia por unidade de volume distribuída no interior do material

T : Tensor das tensões

Figura 3.18. Contorno da integral $-J$ na zona ponta da trinca



Fonte: ATKINS, 1985.

No caso bidimensional com um corpo de espessura unitária, $dV = dx dy$, e (8.34) torna-se:

$$J \equiv -\frac{d\Pi}{dL_0} \equiv -\frac{d}{dL_0} \left(\int W dx dy - \int_C \mathbf{T} \cdot \mathbf{u} \cdot ds \right), \quad (3.27)$$

onde dL_0 é o aumento incremental no comprimento projetado da trinca. Com um contorno fixo, $d/dL_0 = -d/dx$ tal que:

$$J \equiv -\frac{d\Pi}{dL_0} = \left(\int_C W dy - \int_C \mathbf{T} \cdot \frac{\partial \mathbf{u}}{\partial x} \cdot ds \right) \quad (3.28)$$

Desde que a equação (3.27) é uma relação (para a qual todas as deformações são independentes do caminho, isto é, são reversíveis) a integral de contorno na equação (3.28) é também independente do caminho.

A equação (3.28) apresenta uma forma alternativa de se calcular J (ou G e, portanto K_I) em problemas elásticos, contudo, historicamente a integral de contorno não emergiu de estudos de fratura elástica. Ela foi apresentada primeiramente no final de 1960 por Rice e utilizada pelos engenheiros da Westinghouse Laboratories como um critério para a fratura elasto-plástica considerando-se a teoria da plasticidade de Hencky, a qual permitiu tratar o problema plástico, real (irreversível), como um problema elástico não-linear reversível ATKINS (1985). Rice utilizou o símbolo, J , para designar a fratura elasto-plástica e a integral de contorno independente do caminho em (3.28) é hoje em dia familiarmente conhecida como Integral- J .

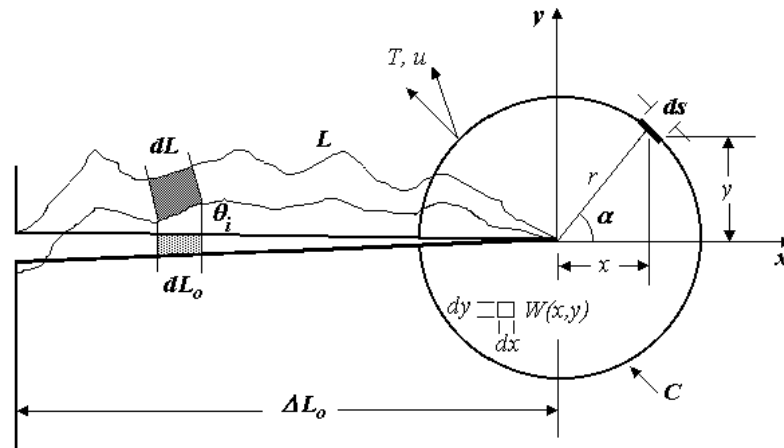
De acordo com este resultado, J é a diferença entre as taxas (com relação ao comprimento da trinca, d/dL_0) de transferência de energia do sistema para o corpo (primeiro termo da equação (3.28)) e o consumo de energia na fratura (segundo termo da equação (3.28)), ou seja, J , é a taxa de energia disponível para a trinca crescer, ou ainda, a força motriz da fratura elástica não-linear.

3.7.5 A integral-J de Eshelby-Rice para o caminho rugoso

O método da integral J é usado na MFEP também para medir tenacidade, com enfoque mecânico sem considerar a microestrutura da fratura e aspectos metalúrgicos (EWALDS, WANHILL, 1993).

Considerando o caminho real de uma trinca a formulação da integral-J pode ser modificada para um caminho rugoso, conforme mostra a Figura 3.19.

Figura 3.19. Contorno ao redor da ponta de uma trinca rugosa onde pe definida a J -Integral



Fonte: ALVES, 2010.

Neste caso é preciso considerar a correção da rugosidade da trinca dada na equação (3.29), onde a taxa de energia elasto-plástica liberada é definida como:

$$J_0 \equiv -\frac{d\Pi_0}{dL_0} = \frac{d}{dL} (F - U_v) \frac{dL}{dL_0} \quad (3.29)$$

Portanto, pela definição anterior tem-se:

$$J_0 = -\frac{d\Pi}{dL_0} = \frac{d}{dL} \left[\int_{\partial v} T_i u_i dS - \int_v W dV \right] \frac{dL}{dL_0} \quad (3.30)$$

Fornecendo:

$$J_0 = -\frac{d\Pi}{dL_0} = -\frac{d\Pi}{dL} \frac{dL}{dL_0} = J_c \frac{dL}{dL_0} \quad (3.31)$$

Esta correção necessita de um modelo geométrico para a trinca rugosa cuja equação do comprimento rugoso L , foi proposto por ALVES (2010, 2011), como sendo:

$$L = L_0 \sqrt{1 + \left(\frac{l_0}{L_0}\right)^{2H-2}} \quad (3.32)$$

onde:

l_0 = é o comprimento mínimo de trinca

L_0 = é o comprimento projetado da trinca

H = é o expoente de rugosidade de Hurst

cuja derivada é dada por:

$$\frac{dL}{dL_0} = \frac{1 + (2-H)\left(\frac{l_0}{L_0}\right)^{2H-2}}{\sqrt{1 + \left(\frac{l_0}{L_0}\right)^{2H-2}}} \quad (3.33)$$

Substituindo (3.33) em (3.31) para $J_c = 2\gamma_{eff} = 2\gamma_e + \gamma_p$ temos:

$$J_0 = 2\gamma_{eff} \frac{1 + (2-H)\left(\frac{l_0}{L_0}\right)^{2H-2}}{\sqrt{1 + \left(\frac{l_0}{L_0}\right)^{2H-2}}} \quad (3.34)$$

γ_{eff} = é energia específica de superfície

Esta equação foi usada no ajuste da curva-J-R modelado pela geometria fractal da trinca rugosa.

3.8 A INTEGRAL-J DINÂMICA

O conceito matemático foi desenvolvido acrescentando-se o termo de energia cinética da fratura na equação (3.27) a partir do conceito clássico de curva J_R descrito anteriormente.

$$J_d \equiv -\frac{d\Pi}{dL_0} = -\frac{d}{dL_0} \left(\int_V W dV - \int_C \vec{T} \cdot \vec{u} ds + \lim_{\Gamma^* \rightarrow 0} \left[\int_R t_c dV \right] \right), \quad (3.355)$$

Sendo a energia cinética por unidade de volume da trinca dada por:

$$t_c = \frac{1}{2} \rho \dot{u}_i \dot{u}_j, \quad (3.36)$$

Logo, substituindo (3.36) em (3.355) tem-se a integral-J dinâmico:

$$J_d \equiv -\frac{d\Pi}{dL} = -\frac{d}{dL} \left(\int_V W dV - \int_C \vec{T} \cdot \vec{u} ds + \lim_{\Gamma^* \rightarrow 0} \left[\frac{1}{2} \int_R \rho \dot{u}_i \dot{u}_j dV \right] \right), \quad (3.37)$$

onde:

ρ é a massa específica do material

\dot{u}_i é a taxa de deformação

A curva J_D representa à resistência a fratura em estados de carregamento dinâmico, ou seja, em situações onde o material precisa absorver muita energia em uma fração de segundo.

O cálculo da integral-J dinâmico é aplicável em circunstâncias em que a resposta do material não possa ser antecipada antes do ensaio de impacto Charpy, por exemplo, na prevenção de falhas por trinca em vasos de pressão. Os valores calculados de tenacidade dinâmica à fratura dinâmica servem de base para avaliação de parâmetros de tolerância estrutural a defeitos.

Para materiais que possuam valores de escoamento similares, os resultados de tenacidade dinâmica à fratura podem ser usados para sua classificação, dentro de uma faixa de resistência e também para servir como base para comparação, seleção e garantia de qualidade de componentes. Sabe-se que existe um degrau entre os ensaios realizados em laboratório e em escala fabril, portanto, é necessária a conscientização da adequada avaliação da tolerância de falhas existentes nessas condições (RICE, 1968).

3.8.1 Cálculo da Curva JR E JD

A norma ASTM E1820-17a descreve o método de obtenção de curva J_R . Esta operação matemática se apresenta na forma de uma integral que analisa a ponta da trinca na fratura, para caracterizar a região de tensão e deformação ocasionada pelo crescimento da trinca no componente. Segundo essa norma o cálculo da curva J_R pode ser obtido a partir dos dados de força versus deslocamento para um ensaio de flexão ou tração, em regime estável cuja equação de transformação dos dados é dada por:

$$J_{R(i)} = \frac{K_{(i)}^2 (1-\nu^2)}{E} + J_{pl(i)} \quad (3.38)$$

8)

$$J_{pl(i)} = \left[J_{pl(i-1)} + \left(\frac{\eta_{pl(i-1)}}{b_{i-1}} \right) \left(\frac{A_{pl(i)} - A_{pl(i-1)}}{B_N} \right) \right] \left[1 - \gamma_{pl(i-1)} \left(\frac{a_i - a_{i-1}}{B_N} \right) \right] \quad (3.39)$$

9)

onde:

$J_{R(i)}$ – é a integral J (J/m^2);

J_{el} – a porção energética da curva J_D necessária para deformar elasticamente o material (J/m^2);

$J_{pl(i)}$ – porção energética da curva J_R necessária para ocasionar deformação plástica (J/m^2);

$A_{pl(i)}$ – correspondente à deformação plástica (J);

K – fator de intensidade de tensão ($Pa.m^{\frac{1}{2}}$);

γ_{pl} – fator referente ao regime plástico de deformação;

$\eta_{pl(i)}$ – fator “eta” referente ao regime plástico de deformação;

B_N – espessura instantânea do ligamento do corpo de prova $B-a_i$ (m);

B – espessura do corpo de prova;

a_i – comprimento instantâneo da trinca durante ensaio $> a_0$ (m);

$a \equiv L_0$ – comprimento inicial da trinca;

b_0 – comprimento original do ligamento = $W - a_0$ (m).

A área abaixo da curva J_R é ilustrada na Figura 3.17, corresponde à deformação elástica mais plástica, proporcional à energia dissipada (irrecuperável) na deformação (J). Os índices “i” e “i-1” se referem a instantes distintos de execução do ensaio respectivamente (ASTM E1820-17a, 2017).

O primeiro termo do lado direito da equação (3.388) corresponde à deformação elástica do material (J_{el}). Os termos de grandezas K , γ_{pl} e η_{pl} podem ser calculadas, pois são fornecida com mais detalhes nas equações (3.40) a (3.41) estão contidas na norma ASTM E1820-17a.

$$K_i = \left[\frac{P_i S}{(BB_N)^{\frac{1}{2}} W^{\frac{3}{2}}} \right] f \left(\frac{a_i}{W} \right) \quad (3.40)$$

$$\eta_{pl(i)} = 3,667 - 2,199\left(\frac{a_{i-1}}{W}\right) + 0,437\left(\frac{a_{i-1}}{W}\right)^2 \quad (3.41)$$

$$\gamma_{pl(i)} = 0,131 - 2,131\left(\frac{a_{i-1}}{W}\right) + 1,465\left(\frac{a_{i-1}}{W}\right)^2 \quad (3.42)$$

onde:

P_i = força instantânea aplicada no ensaio (N);

S = separação entre os apoios da máquina de impacto instrumento, modo Charpy = $0,10m$;

B = espessura original do corpo de prova = $10mm$;

$f\left(\frac{a_i}{W}\right)$ = fator geométrico instantâneo do corpo de prova.

Novamente, os índices " i " e " $i-j$ " se referem a instantes distintos de execução do ensaio. O termo $f\left(\frac{a_i}{W}\right)$ da Equação (3.40) é calculado segundo a Equação (3.43), fornecida pela norma ASTM E1820-17a (2017).

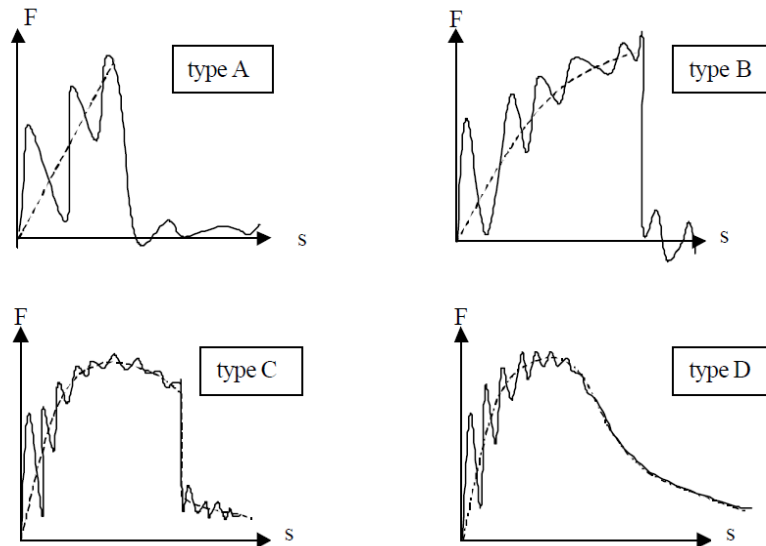
$$f\left(\frac{a_i}{W}\right) = \frac{3\left(\frac{a_i}{W}\right)^{\frac{1}{2}} \left[1,99 - \left(\frac{a_i}{W}\right) \left(1 - \frac{a_i}{W}\right) \left(2,15 - 3,93\left(\frac{a_i}{W}\right) + 2,7\left(\frac{a_i}{W}\right)^2 \right) \right]}{2\left(1 - 2\frac{a_i}{W}\right) \left(1 - \frac{a_i}{W}\right)^{\frac{3}{2}}} \quad (3.43)$$

Neste trabalho, usando-se essa metodologia pela norma foi possível obter a integral J_R para cada condição de tratamento térmico.

3.8.2 Métodos Alternativos de Determinação da Curva $J-R$.

Segundo a norma ASTM E1820-17a com os dados de força versus deslocamento, obtidos a partir de um ensaio de impacto instrumentado Charpy é possível, através de cálculos matemáticos, chegar à curva J_R .

Figura 3.20 – Diagramas típicos de força-deslocamento (esquema, com diferentes escalas de s) e definição de tenacidade-intervalo/diagrama-tipos da seguinte maneira: Tipo A: Comportamento essencialmente elástico até a fratura; Tipo B: Iniciação da fratura de clivagem após alguma quantidade de plasticidade, na parte ascendente do diagrama de F-s; Tipo C: Iniciação da clivagem além da força máxima (isto é, na parte descendente do diagrama F-s); Tipo D: Comportamento totalmente dúctil, sem clivagem instável



Fonte: ASTM E1820-17a, 2017.

A análise de curva J_R pode ser obtida a partir de ensaios de impacto quando se considera a curva média das curvas de carga por deslocamento do martelo, conforme a figura 3.20, como sendo análoga a curvas de força por deflexão em um ensaio quase estático. Para materiais que apresentam fratura com transição dúctil frágil a integral J_R é igual curva JD, para regime plástico e elástico, compreendido para ensaios de impactos com carregamento dinâmico (CHAOUADI 2006). Portanto, a designação de J_D de acordo com (CHAOUADI 2006) é feita quando o ensaio no qual a curva de resistência a ser obtido é proveniente de um ensaio de impacto. Na prática o que acontece é que o termo de energia cinética de crescimento da trinca fica implícito debaixo da área de deformação da curva da figura 3.17 e os tipos de comportamento dos materiais podem ser classificados conforme a figura 3.20.

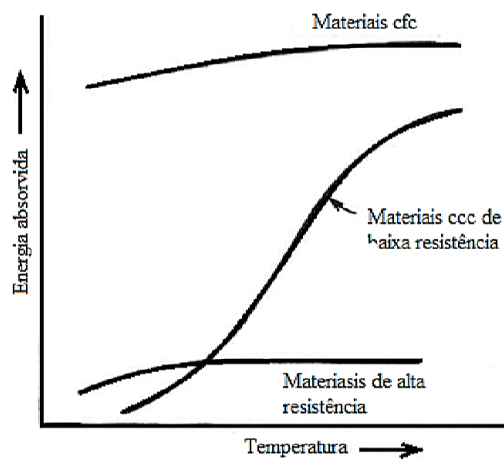
3.8.3 Ensaio de Impacto Charpy

O ensaio de impacto Charpy é um método de teste que consiste na incidência de uma energia abrupta sobre um corpo de prova apoiado em três pontos (Charpy) por meio de um impacto de uma massa por um martelo na configuração de um pêndulo, cujo controle da incidência da energia absorvida e feita pela conservação da energia gravitacional do martelo (LUCENA, 2007). Ele possui boa relação custo benefício, e a partir dos dados fornecidos por

esse ensaio é possível obter as propriedades do material quando submetido a um carregamento dinâmico. Pontes e adutoras de pressão são dois exemplos de estruturas que não podem falhar e nos quais é muito complexo prever seu comportamento. Os ensaios de tração e flexão são adequados para avaliar sua resposta frente a cargas estáticas. Carregamentos dinâmicos podem ser propositais ou acidentais; no segundo caso podem ocorrer, por exemplo, por colisões entre automóveis ou explosões, situações em que o material precisa absorver muita energia em uma fração de segundo (MCMICHAEL; FISCHER, 1989).

O teste Charpy foi desenvolvido no ano 1901 e várias pesquisas, testes e projetos foram realizados por pesquisadores desde então. Mas somente a partir de 1960 atingiu níveis aceitáveis de reprodutibilidade e precisão, para então ser aprovado e aplicado em procedimentos de ensaio padronizados. Foi desenvolvido inicialmente para análise de materiais metálicos, porém mais tarde seu uso fora estendido também para os polímeros e materiais compósitos (KOBAYASHI, 2002). A padronização de geometrias dos corpos de prova e de procedimentos de ensaios é feita pela norma ASTM E23-16b: “Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials”.

Figura 3.21 – Variação dos valores de energia absorvida em impacto em função da temperatura, para diferentes materiais



Fonte: Adaptado de DIETER, 1981.

O ensaio de impacto Charpy é um método que fornece um modelo padrão de estudo da resistência ao impacto de um componente que contém um concentrador de tensão. Um exemplo clássico da aplicação desse ensaio é o estudo da transição dúctil-frágil que ocorre em aços com estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), comportamento ilustrado pela Figura 3.21, onde se observa as diferenças de comportamento mecânico de diferentes materiais em função da temperatura de ensaio.

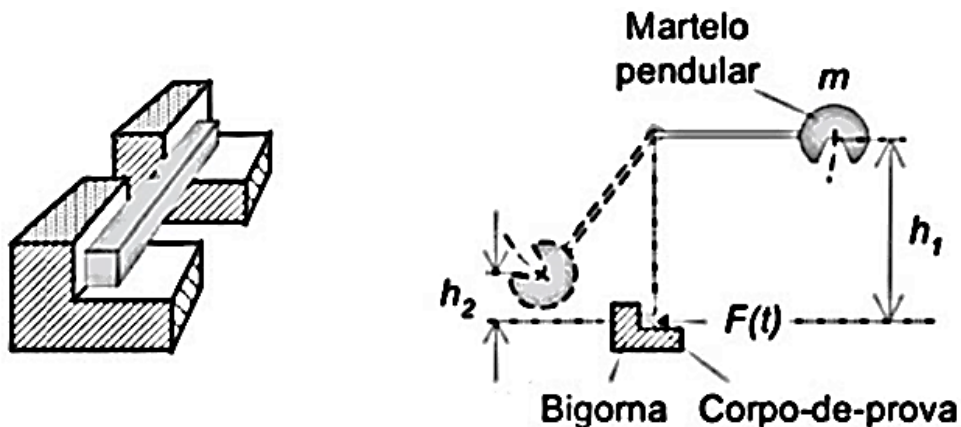
O ensaio de impacto Charpy fornece o valor da energia absorvida pelo material durante a deformação/fratura. O arranjo experimental para o ensaio de impacto é apresentado esquematicamente na Figura 3.22. O martelo de impacto repousa inicialmente a uma altura h_1 . Durante o ensaio parte da energia é absorvida por mecanismos de deformação e fratura da amostra, enquanto o restante da energia faz o martelo elevar-se a uma altura h_2 , menor que a inicial h_1 . Assim, a diferença da energia potencial do pêndulo é dada pela equação (3.44):

$$\Delta E_p = mg(h_2 - h_1) \quad (3.44)$$

Onde g é a aceleração da gravidade, e ΔE_p corresponde à energia absorvida pelo corpo de prova com o impacto do martelo. Facilmente é possível calcular a velocidade v do pêndulo no início do encontro com o corpo de prova, é necessário para o cálculo saber que a energia potencial inicial do martelo é proporcional à energia cinética no ponto inferior de sua trajetória (KALTHOFF, 2004), que é dada por:

$$\Delta E_c = \frac{1}{2}mv^2 \quad (3.45)$$

Figura 3.22– Imagem esquemática do ensaio de impacto Charpy convencional

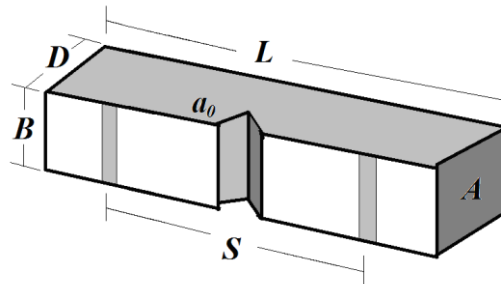


Fonte: LUCENA, 2007.

A energia medida pelo impacto do teste Charpy é o trabalho realizado para fraturar a amostra. Ocorre que o corpo de prova se deforma elasticamente desde o choque do martelo até o seu rompimento (deformação plástica). Uma zona plástica é formada no entalhe ou defeito. A deformação ocasionada pelo impacto gera o endurecimento dessa região, isso faz aumentar a tensão e o estresse na zona plástica até a fratura do espécime. A energia de

impacto Charpy inclui a energia de deformação elástica, que não é significativa na energia total, somado ao trabalho plástico ocasionado pela fratura (MCMICHAEL; FISCHER, 1989).

Figura 3.23– Aspecto geométrico do corpo de prova de impacto Charpy/Izod



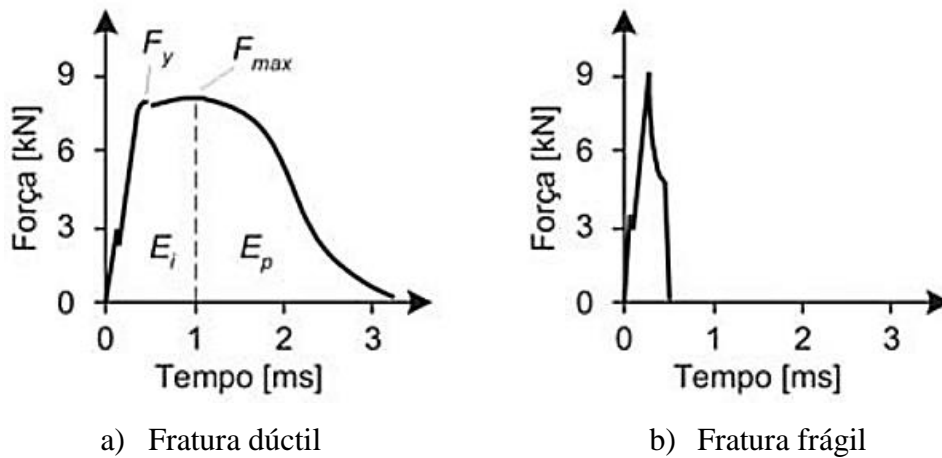
Fonte: O autor.

Uma situação curiosa é que se pode distinguir a olho nu a superfície fraturada, se esta ocorreu de modo frágil ou dúctil. A superfície da fratura dúctil possui aparência escura devido à baixa refletividade da luz em suas cavidades alveolares. Enquanto nas amostras que ocorre a fratura frágil se observa certo brilho e refletividade, devido à fratura por clivagem (DIETER, 1981).

3.8.4 Ensaio de Impacto Charpy Instrumentado

O ensaio de impacto convencional não fornece resultados quantitativos de valores de tensão e desempenho do material na prática, que possam ser utilizados para projetar estruturas de engenharia. Por esta razão desde as décadas de 1950 e 1960 os cientistas passaram a utilizar extensômetros resistivos fixados ao corpo de prova e ao pêndulo, ou transdutores capazes de medir parâmetros como: força, tempo e temperatura. Esta modificação é que torna o ensaio instrumentado permitindo relacionar a força em função do tempo e da temperatura e calcular a energia necessária para fraturar o corpo de prova (LUCENA, 2007). Na Figura 3.24 é ilustrada uma forma de onda típica para o ensaio de impacto Charpy instrumentado, onde se relaciona a força em função do tempo, a temperatura ambiente. Observa-se o modo de falha dúctil (a) para uma amostra de aço, e fratura frágil (b) quando ensaiado a temperatura de -40°C .

Figura 3.24 – Gráficos de impacto instrumentado para um aço



Fonte: LUCENA, 2007.

onde:

F_y – é a tensão de escoamento;

F_{max} – a força máxima aplicada;

E_i – a energia absorvida para iniciar a trinca;

E_p – energia absorvida para propagar a fratura.

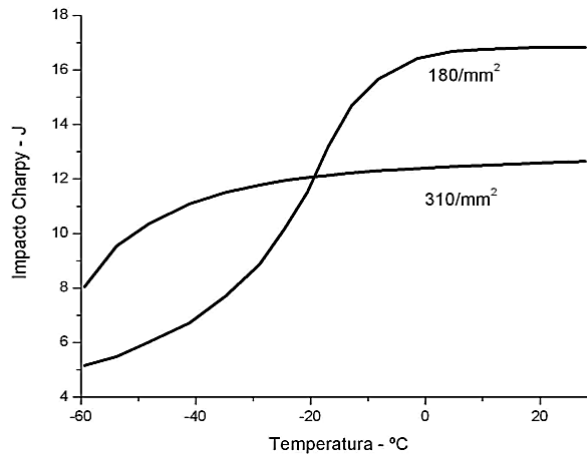
Varias informações do comportamento do material se obtém através do ensaio instrumentado, que o convencional não fornece. Devido a, rapidez do ensaio, facilidade da obtenção dos resultados e da boa relação custo benefício, estes são atrativos que explicam o amplo uso do ensaio de impacto Charpy na indústria e em instituições de ensino e pesquisa. Uma máquina Charpy instrumentada tem seus valores entre US\$25.000 a US\$160.000 o que reduz o numero de estabelecimentos capazes de obtê-las (MCMICHAEL; FISCHER, 1989; ROSSOL et al. 1999).

No ferro fundido nodular a resistência ao impacto depende da composição química e da microestrutura. Em aplicações que exijam elevada resistência, os componentes devem apresentar sessões maiores, devido à baixa resistência a tração do ferro fundido nodular convencional. Segundo SHEA (1986) uma classe de ferro fundido que possui uma resistência à tração acima de 830 MPa e com a resistência ao impacto acima de 135 J permitiria a redução dessa seção.

Na Figura 3.25 é possível comparar o ensaio de resistência ao impacto de dois ferros fundidos com quantidades de grafita diferentes. O resultado de impacto do ferro fundido nodular, em temperatura ambiente (20°C) com menor quantidade de grafita, apresenta mais resistência ao impacto. Isso se deve ao fato da grafita possuir interfaces preferenciais

para propagação da trinca, entre uma grafita e outra. Assim para uma maior quantidade de nódulos por mm^2 a trinca percorre regiões preferenciais para se propagar reduzindo a resistência ao impacto.

Figura 3.25 – Resistência ao impacto Charpy para o ferro fundido nodular com influência da temperatura



Fonte: DUCTILE IRON SOCIETY, 2018.

3.8.5 Cálculo da Curva J_D

Com base nos dados fornecidos de força pelo deslocamento obtido através do ensaio de impacto instrumentado Charpy, foi possível calcular a curva J_D para cada corpo de prova de ADI, em diferentes condições de tratamento térmico. Toda a parte de cálculos foi feita em programa de planilha, o *software* Microsoft Excel® pois o mesmo apresenta a facilidade traçar as curvas J_D em gráfico. A curva J_D é a integral- J para fraturas dúcteis submetidas a carregamentos dinâmicos, como o de impacto. Deste modo, o objetivo de se calcular J_D é para se obter as medidas de tenacidade à fratura dos corpos de prova, considerando-se tanto suas deformações em regime elástico quanto plástico (ALVES 2010, 2011).

O método matemático da curva J_D abrange a determinação da tenacidade dinâmica à fratura de materiais metálicos, no caso deste trabalho foi aplicado ao ferro fundido nodular austemperado. O cálculo assume a presença de uma trinca, alguma fase ou microconstituente na microestrutura do material que possa concentrar defeitos. A interface da grafita na matriz do ADI é um exemplo de caminho preferencial da trinca, pois propicia sua propagação entre os nódulos de grafita. Isso explica porque os corpos de prova do ADI para impacto não necessitam de entalhe.

A curva J-D foi obtida a partir dos ensaios de impacto instrumentado por dois métodos diferentes.

Método I (Norma)

O Método I foi assim devido à equação (3.388) a (3.43) estabelecida pela norma ASTM E1820-17a para o cálculo da curva J_D , porém acrescentando-se a modificação para o cálculo do comprimento da trinca feita por CHAOUADI (2006), a qual é dada por:

$$\Delta a \cong \Delta a_{final} \left(\frac{U_{(i)} - U_{init}}{U_{final} - U_{init}} \right)^2 \quad (3.46)$$

onde $\Delta a_{final} = W - a_0$ e $U_{final} = U_W$ e $U_{init} = U_{a_0}$

a_0 – comprimento do entalhe ou do comprimento inicial da trinca;

A contribuição de CHAOUADI (2006) para a norma ASTM E1820-17a está na forma de calcular o termo de comprimento de trinca (Δa) na Equação (3.388) em um ensaio de impacto Charpy e o restante das considerações são iguais as da norma.

Método II (Área)

Um método alternativo pode ser estabelecido a partir da definição dada na equação (3.47) a (3.49) o qual foi designado de Método II:

$$J_R = \frac{K^2(1-\nu^2)}{E} + J_{pl} \quad (3.47)$$

$$J_{pl} = \frac{\eta_{pl} A_{pl}}{B_N b_0} \quad (3.48)$$

$$J_{pl(i)} = -\frac{dU_{pl(i)}}{dA_0} = \frac{\eta_{pl} A_{pl(i)}}{B_N (w-a)} \quad (3.49)$$

O método II foi assim denominado porque utilizamos a definição direta da curva J-D conforme a Equação (3.47)

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 MATERIAIS PARA A PESQUISA

O material utilizado, no presente trabalho possui uma liga de ferro fundido nodular, produzida com uma composição química elaborada de acordo com a norma SAE D5506. Esta liga foi fundida em um forno a indução com capacidade para 2000 Kg, sendo sua carga composta por 600 Kg de sucata de aço, 600 Kg de ferro gusa de baixo teor de enxofre (<0,0012% em peso) e 800 Kg de retorno de ferro fundido nodular. Após a fusão, durante o vazamento do metal líquido, a liga passou pelo tratamento de inoculação, no qual o inoculante foi despejado no jato de metal líquido, pelo método conhecido como inoculação na panela. Em seguida, o metal fundido transferido para a panela de tratamento de nodularização, pelo método Sanduíche, em uma temperatura de aproximadamente 1390°C. Na Tabela 4.1 é apresentada, a composição química do inoculante e na Tabela 4.2 da liga nodularizante. A composição analisada da liga de ferro fundido nodular é apresentada na Tabela 4.3. Todos os procedimentos de fundição análise química do material, foram feitos na empresa FERSUL Manufaturados de Ferro Ltda. localizada em Pato Branco, PR.

Tabela 4.1– Composição química do inoculante (% em peso)

Fe	Si	Al	Ca	Ba
Restante	70-75	0,8-1,20	0,8-1,20	0,8-1,20

Fonte: Relatório de análise química do fornecedor. Cedida por Empresa FERSUL Manufaturados de Ferro Ltda, 2014.

Tabela 4.2 – Composição química da liga nodularizante (% em peso)

Fe	Si	Ca	Al	Mg	TR*
Restante	44,43	1,20	0,93	6,92	0,92

*TR – Terras Raras.

Fonte: Relatório de composição química do fornecedor. Cedida por Empresa FERSUL Manufaturados de Ferro Ltda, 2014.

Tabela 4.3 – Composição química analisada da liga de ferro fundido nodular utilizada (% em peso)

C	Si	P	S	Mn	Mg	Cu	Fe	CE
3,42	2,58	0,053	0,0200	0,246	0,0290	0,335	Restante	4,29

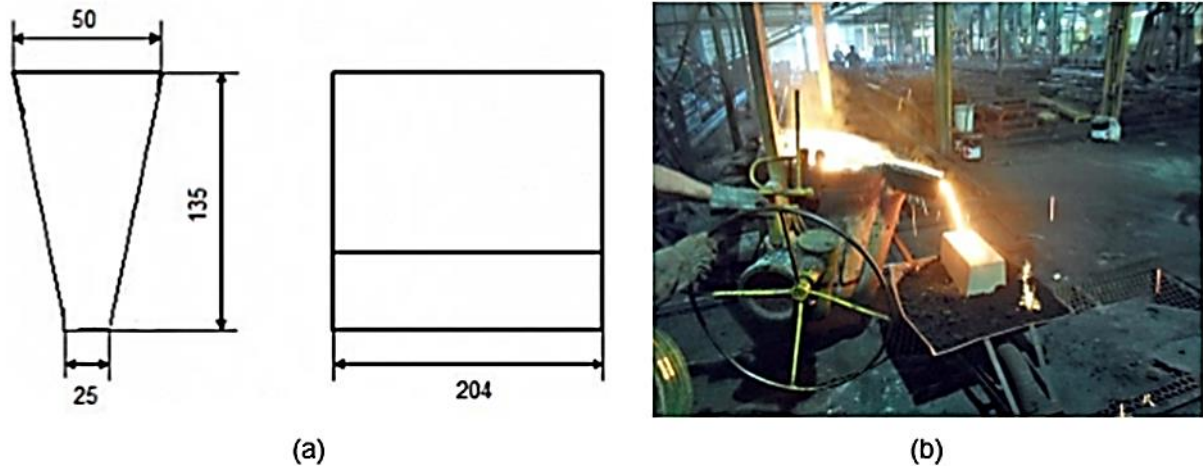
Fonte: Cedida por Empresa FERSUL Manufaturados de Ferro Ltda, 2014.

As composições químicas apresentadas nas Tabela 4.1 e Tabela 4.2 são típicas de ligas inoculantes e nodularizante vendidas comercialmente. Para o tratamento de inoculação

foi utilizado um teor de 0,6% em peso de inoculante em relação à quantidade de metal vazado. Já o tratamento de nodularização foi adicionado 1,4% em peso de liga nodularizante. O carbono equivalente (*CE*) da liga se encontra em 4,29%, permitindo a classificação da mesma como sendo eutética.

Após os tratamentos de inoculação e nodularização, a liga foi vazada a uma temperatura aproximada de 1380°C, em moldes de blocos Y confeccionados pelo processo de cura frio (resina fenólica-uretânica). As dimensões do bloco Y utilizado para obtenção dos corpos de prova são apresentadas na Figura 4.1a. Na Figura 4.1b se trata da imagem no momento do vazamento da liga de ferro fundido nodular no molde de bloco Y.

Figura 4.1 - (a) Dimensões dos Blocos Y utilizados para obter corpos de prova; e (b) vazamento com panela basculante da liga nodular no molde de bloco Y



Fonte: BONETI, 2014.

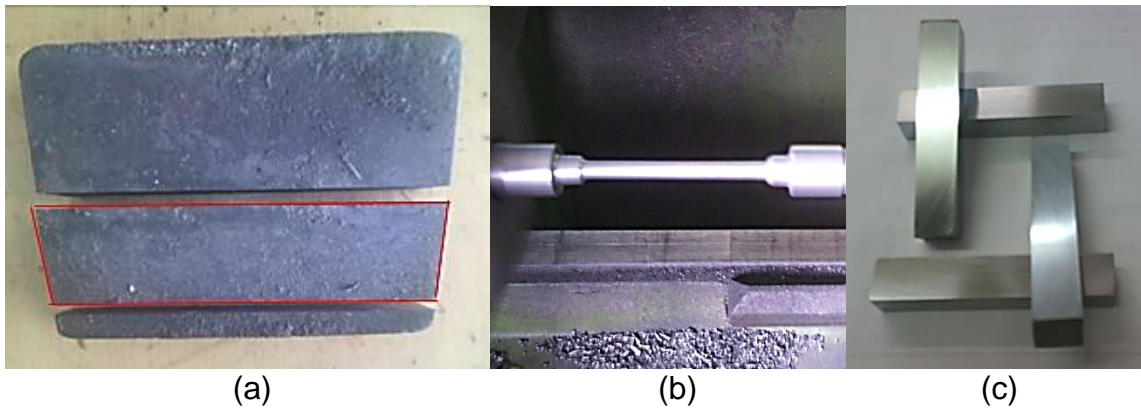
4.2 MÉTODOS EXPERIMENTAIS

Os corpos de prova de ferro fundido nodular, para a realização dos tratamentos térmicos, foram retirados de blocos Y, são apresentados na Figura 4.2a, que podem ser separado em duas regiões: uma é a área útil, com maior sanidade da microestrutura (ressaltada em vermelho); A outra é o massalote, onde os defeitos se apresentam com mais frequência, como rechupes, porosidades e flotação de grafita, que posteriormente é descartada. A máquina de serra utilizada para o corte das amostras fundidas, e o bloco Y, é apresentada na Figura 4.2b, a serra para corte das amostras foi cedida pela empresa SENAI – Serviço Nacional de Aprendizagem Industrial de Ponta Grossa Pr.

A usinagem das dimensões dos corpos de prova para os ensaios de resistência mecânica a tração e ao impacto; utilizam-se as normas ASTM E8/E8M e ASTM E23, para os

ensaios de resistência a tração e para ensaio de impacto Charpy instrumentado. Na Figura 4.2 é ilustrada a região útil, destacada em vermelho, do bloco Y para retirada dos corpos de prova para usinagem. Após a obtenção dos corpos de prova usinados, pesam-se as amostras para cada condição de tratamento térmico de austêmpera. Devem-se aferir os fornos antes e durante os tratamentos, tanto pelos termopares dos fornos, como por termopares auxiliares ligados a um multímetro, da marca Minipa modelo ET 2615, para leitura das temperaturas. Utilizam-se termopares do tipo K (modelo sonda), fez-se a aferição com material com massas idênticas a dos corpos de prova.

Figura 4.2 – (a) Bloco Y, destacado em vermelho a área útil da peça (parte inferior); (b) corpo de prova usinado de tração; e (c) de impacto Charpy sem entalhe



Fonte: O autor.

Figura 4.3 – Conjunto termopar tipo k e multímetro, ligados ao forno



Fonte: O autor.

A aferição tem por objetivo verificar as variações de temperatura da amostra, e também na transferência de um forno para outro no ciclo de tratamento. A etapa de pré-

aquecimento realiza-se com objetivo de reduzir a perda de temperatura do forno de austenitização, ao introduzir a amostra em temperatura ambiente. A aferição do forno tubular de austenitização, para temperaturas de até 1200°C, fez-se com auxílio de termopar e multímetro, ilustrado na Figura 4.3, este aparato tem como função a comparação da temperatura entre o termopar do forno e o auxiliar, e também verificar a perda de temperatura ao introduzir as amostras no forno.

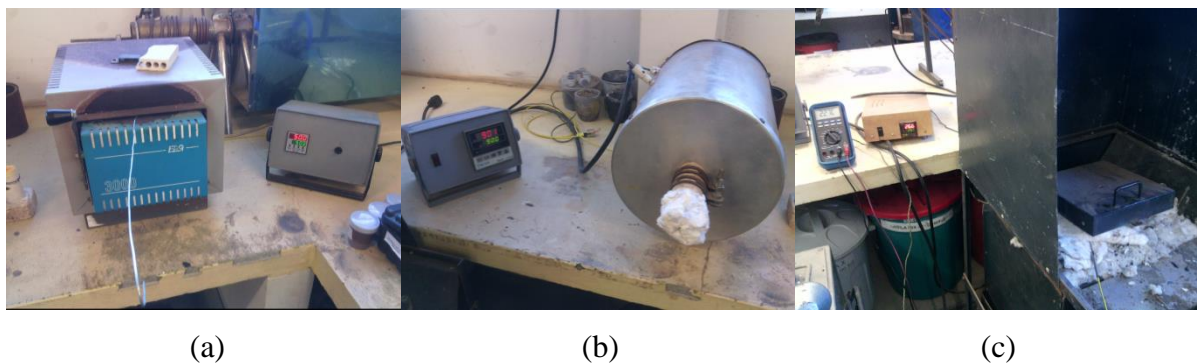
Para os tratamentos térmicos, preparou-se banho de sais, uma mistura de nitratos e nitritos de metais alcalinos, com composição química referenciada na Tabela 4.4 fornecida pelo fabricante. Com temperatura controlada por dois termopares, o primeiro, posiciona-se na parte externa do cadinho e outro, diretamente no banho de sais fundido, para ter um controle preciso da temperatura. Devido à baixa resistência do ferro fundido à oxidação, optou-se por utilizar carvão vegetal moído, para proteção contra possível oxidação.

Tabela 4.4 – Composição Química do banho de sais para tratamento de austêmpera

Nome Químico dos componentes de risco	Fórmula Química	Nº CAS
Nitrito de sódio	NaNO_2	7632-00-0
Nitrato de Potássio	KNO_3	7757-79-1

Fonte: TECFAR COMERCIAL E INDUSTRIAL LTDA, 2018.

Figura 4.4 – (a) forno mufla; (b) forno tubular; (c) forno poço com banho de sais



Fonte: O autor.

Utilizaram-se três tipos de fornos do laboratório de tratamento térmico do Programa de Pós Graduação de Engenharia de Materiais da UEPG, para o tratamento térmico: i) primeiramente para o pré-aquecimento das amostras utilizou-se o forno do tipo mufla; ii) em seguida a etapa de austenitização fez-se em um forno do tipo tubular; e iii) para a etapa de austêmpera, com o banho de sais, optou-se pelo forno poço. Estes três equipamentos são

apresentados na Figura 4.4. Antes de inserir corpos de prova nos fornos para tratamento térmico, amarraram-se de cada vez três corpos de prova e uma amostra para caracterização da microestrutura, com arame de aço galvanizado.

Devido à alta variação de temperatura entre pré-aquecimento (500°C) austenitização (900°C) e austêmpera (300 e 250°C), fez-se necessário à aferição dos fornos com um parafuso de aço, com massa aproximadamente igual a do conjunto de corpos de prova a serem inseridas nos fornos. Com o objetivo de verificar a variação de temperatura na transferência das amostras, no tratamento térmico de um forno para outro.

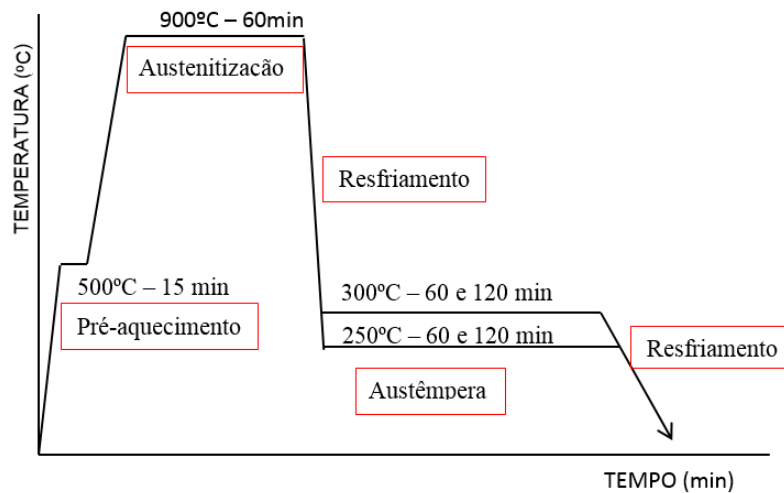
Estudos realizados por BONETI (2014) mostram que o pré-aquecimento das amostras antes do processo de austenitização, reduzem as perdas de temperatura, com estabilização da temperatura em menos tempo, portanto neste trabalho optou-se por fazer o pré-aquecimento em todos os tratamentos térmicos de ADI. Contudo testes realizados com as amostras sem o pré-aquecimento para austenitização (900°) houve uma redução de temperatura de 200°C no interior do forno tubular, levando 10 minutos para retomada do patamar. Por outro lado com utilização do forno mufla para pré-aquecimento o tempo de recuperação é de 3 minutos e a redução da temperatura é de apenas 85°C.

Realizou-se um ensaio prospectivo na temperatura de austenitização a 900°C por 20min seguido de austêmpera a 250°C por 30min, para verificar a eficácia do banho de sais na formação da ferrita acicular e da austenita retida no tratamento de austêmpera, os resultados são expostos e discutidos a seguir nos resultados e discussões.

Fez-se o tratamento de austêmpera em um forno do tipo poço, que possui revestimento de placas cerâmicas, com banho de sais dentro de um cadinho de aço, com temperatura de fusão aproximada de 200°C do banho de sais. Controlou-se a temperatura do banho com o auxílio de dois termopares, na região interna e na parte externa do cadinho. Os valores dos dois termopares, de aferição da temperatura, apresentaram uma diferença de aproximadamente 7°C, uma possível explicação seria devido à transferência de calor entre a resistência do forno e o cadinho do banho de sais.

Como os corpos de prova saíam do forno de austenitização com temperatura de 900°C, ao imergir no forno de austêmpera a 250°C e 300°C, o banho de sais elevava a temperatura em torno de 5°C, a fim de corrigir essa variação reduziram-se inicialmente as temperaturas para 245°C e 295°C, até estabilizar nos patamares desejados de tratamento térmico. A Figura 4.5 ilustra a seguir de forma esquemática a relação da temperatura (T) em Graus Celsius versus o tempo (t) em minutos, com os parâmetros de tratamento térmico utilizados neste trabalho.

Figura 4.5 – Esquema das condições de tratamento térmico de austêmpera



Fonte: O autor.

Como os corpos de prova saíam do forno de austenitização com temperatura de 900°C, ao imergir no forno de austêmpera a 250°C e 300°C, o banho de sais elevava a temperatura em torno de 5°C, a fim de corrigir essa variação reduziram-se inicialmente as temperaturas para 245°C e 295°C, até estabilizar nos patamares desejados de tratamento térmico. A Figura 4.5 ilustra a seguir de forma esquemática a relação da temperatura (T) em Graus Celsius versus o tempo (t) em minutos, com os parâmetros de tratamento térmico utilizados neste trabalho.

O ciclo de tratamento térmico tem a seguinte sequência de ocorrência:

- Pré-aquecimento, as amostras de corpo de prova são aquecidas até a temperatura de 500°C, durante 15 minutos;
- Austenitização em temperaturas de 900°C durante 60 min. O tempo de austenitização começa a ser contado com a estabilização da temperatura do forno;
- Austêmpera para obter ADI, fez-se o resfriamento até o patamar de austêmpera, em banho de sais a 250°C e 300°C, com permanência por 60 e 120min, seguida de resfriamento ao ar.

As temperaturas de tratamento de austenitização e austêmpera empregadas neste trabalho foram escolhidas baseadas em trabalhos de dissertação de mestrado (RAMOS, 2012; BONETI, 2014), pois não foi possível utilizar métodos de dilatométrica e cálculos de têmpera, utilizada para determinar temperatura de transformação de fase. Com o objetivo de avaliar os efeitos das frações de austenita estável com alto teor de carbono e ferrita acicular, nas propriedades de resistência mecânica e em ensaios de impacto, com dados experimentais do f

erro fundido nodular austemperado, para testar o modelo da geometria fractal para o crescimento de trinca rugosa proposta por ALVES (2010, 2011).

4.3 PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA

A Metalografia das amostras deve ser realizada de acordo com a norma ASTM E3-11 (2017). A limpeza durante a preparação da amostra é essencial, portanto todas as graxas, óleos, refrigerantes e resíduos das pás de corte na amostra devem ser removidas por meio de algum solvente orgânico adequado. A limpeza por ultrassons pode ser eficaz na remoção dos últimos vestígios de resíduos na superfície de uma amostra. As amostras foram lixadas em lixas d'água (SiC) na seguinte sequência: #120, #220, #320, #400, #600 e #1200. Seguido de polimento com pasta diamantada com 03 μm e 01 μm ; Para o ataque metalográfico utilizou-se a solução de Nital a 2%, sendo uma solução composta de 01 ml de ácido nítrico diluído em 50 ml de etanol.

O ataque com Nital revela maior contraste a microestrutura do ferro fundido nodular austemperado, evidenciando as ripas de ferrita acicular na cor marrom e em tons esbranquiçados a austenita retida. A metalografia é utilizada a fim de se observar a microestrutura e evidenciar a eficiência do banho de sais para austêmpera.

4.5 MICROSCOPIA ÓPTICA

A técnica de microscopia óptica é utilizada para observação das amostras no estado bruto de fundição e após tratamento térmico de austêmpera. Com as imagens de microscopia óptica quantificaram-se as fases e o número de nódulos por unidade de área em mm^2 , podendo inferir o grau de nodularização e proporção entre fases na matriz metálica como, por exemplo, a ferrita, perlita ou uma mistura de ambas. Realizaram-se as análises de microscopia óptica em 10 amostras retiradas das regiões uteis dos blocos Y e fez-se 05 imagens por amostra.

O equipamento utilizado para microscopia da marca Olympus BX-51 equipado com uma câmera digital para captura das imagens Qcolor3, e associado a um programa de análise imagem Image-Pro Plus, instalado no Departamento de Engenharia de Materiais (DEMA-UEPG), para quantificação de fases e microconstituintes das amostras obtidas no estado bruto de fundição. Realizaram-se análises de número de nódulos por unidade de área (mm^2), graus de nodularidade e proporção entre as fases de ferrita e perlita na matriz metálica.

4.6 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

Utilizou-se microscopia eletrônica de varredura (MEV-FEG), sendo um FEG (“Field Emission Gun”) da marca SHIMADZU, modelo LYRA 03, instalado no Complexo de Laboratórios Multiusuário (C-LABMU-UEPG). Observou-se a microestrutura das amostras antes e após tratamento térmico de austêmpera, prepararam-se as amostras segundo a secção 4.3 (Preparação Metalográfica) deste trabalho, utilizou-se Nital 2% para maior detalhamento das morfologias resultantes das transformações isotérmicas. Fez-se também MEV-FEG nas superfícies de fratura em corpos de prova de ensaios mecânicos, de tração e impacto. A fim de comparação das microestruturas nas diferentes temperaturas de tratamento de austêmpera e do bruto de fundição.

4.7 ENSAIOS DE DUREZA

As medidas de dureza com aplicação de microcargas Vickers. Realizaram-se as análises de dureza em 10 amostras retiradas das regiões úteis dos blocos Y. Tanto as amostras do estado bruto de fundição como as submetidas a tratamento térmico, ensaiaram-se com o objetivo de diferenciar as fases e microconstituintes das amostras. Assim poder avaliar o tratamento térmico e sua influência na microestrutura do ADI. Segundo a norma ASTM E92-17 (2017), as amostras para dureza Vickers com microcargas devem ser extraídas da região útil dos corpos-de-prova rompidos, mas fora da região de estrição.

O ensaio de dureza Vickers foi realizado segundo a norma ASTM E92-17 (2017), em durômetro da marca LEICA modelo VMHT MOT, instalado no laboratório de microscopia óptica do DEMA-UEPG, com carga de 200 a 500 gr-f e tempo de penetração de 15 segundos. Obteve-se um perfil de dureza Vickers (HV) em vários pontos das amostras de ferro fundido nodular convencional e após tratamento térmico de austêmpera.

Para cada amostra, fez-se 05 medidas em pontos aleatórios, calcularam-se o desvio-padrão amostral e a média aritmética dos valores de dureza medidos. Buscou-se através dos ensaios de dureza, avaliar a influência das condições de tratamento térmico nas propriedades mecânicas e diferenciar fases e constituintes do ADI. Além de caracterizar regiões entre nódulos de grafita e regiões intercelulares.

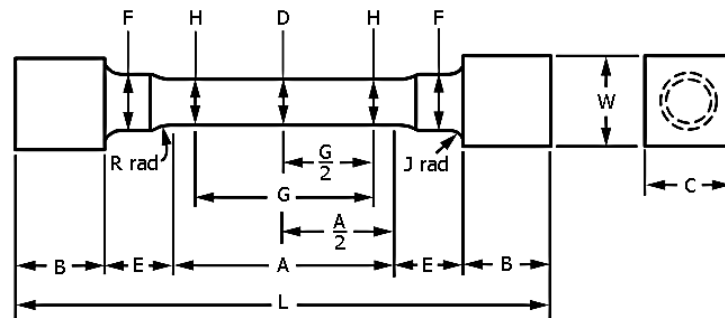
4.8 ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração foram realizados em máquina universal da marca Shimadzu, modelo AG-1 300kN, instalado no laboratório de ensaios mecânicos no DEMA-UEPG.

Seguiu-se a norma ASTM E8/E8M-16a (2016), que define as técnicas deste ensaio, bem como sugere as dimensões dos corpos de prova para usinagem. Para posterior discussão dos resultados as amostras foram preservadas e analisou-se em microscópio eletrônico de varredura (MEV-FEG).

Os corpos de prova do ferro fundido nodular no estado bruto de fundição, austemperado em diversas condições de tratamento térmico foram submetidas ao ensaio de tração até total ruptura. Usinaram-se os corpos de prova de tração em uma máquina de torno da marca Clark e modelo C0636A instalada no Laboratório de Apoio ao Ensino, a Pesquisa e Inovação (LAEPI-UEPG). Na Figura 4.6 são ilustradas as dimensões dos corpos de prova utilizados no ensaio de tração, retiraram-se de área útil do bloco Y. As dimensões e geometrias constam na norma ASTM E8/E8M-16a (2016) para obtenção dos dados de resistência mecânica do nodular convencional e do ADI.

Figura 4.6 – Geometria e especificações das dimensões dos corpos de prova de tração em milímetros



Dimensões, mm

G – Comprimento do medidor	25,4 ± 0,08
D – Diâmetro no centro da seção paralela reduzida	4,75 ± 0,03
H – Diâmetro nas extremidades do comprimento	4,85 ± 0,03
R – Raio do filete de calibre	6,35 ± 0,13
A – Comprimento da seção paralela reduzida	47,63 ± 0,13
L – Comprimento total	75, nominal
B – Comprimento da seção final	7,88 ± 0,13
C – Espessura final	10,03 ± 0,13
W – Largura da cavidade	10,03 ± 0,08
E – Comprimento do ombro	6,35 ± 0,13
F – Diâmetro do ombro	7,88 ± 0,03
J – Raio do filete final	1,27 ± 0,13

Fonte: ASTM E8/E8M-16^a, 2016.

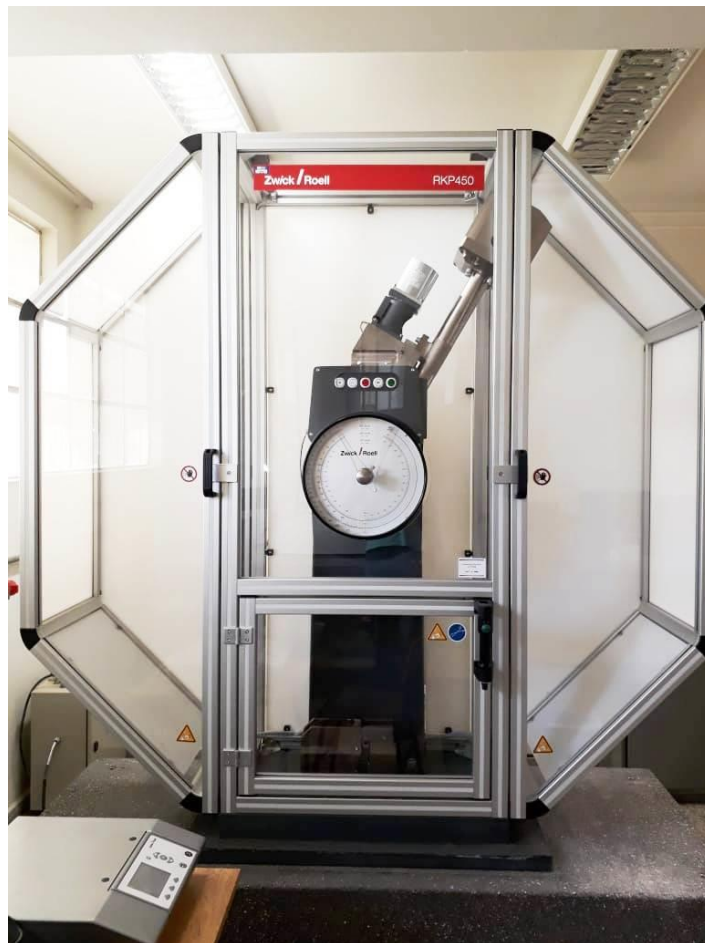
Para cada tratamento térmico de austêmpera utilizaram-se três corpos de prova, a mesma quantidade de amostras para o material recebido como bruto de fundição. Ensaíram-se até a fratura com uma taxa de deformação de 01 mm/min, essa investigação das

propriedades mecânicas do ferro fundido nodular antes e após tratamento térmico de austêmpera, para estudo da influência dos parâmetros de austêmpera na microestrutura do ADI.

4.9 ENSAIOS DE IMPACTO INSTRUMENTADO CHARPY E FRACTOGRAFIAS EM MEV

Os ensaios de impacto instrumentado foram feitos em uma máquina da marca Zwick/Roell e modelo RKP450 ensaio Charpy é ilustrada na Figura 4.7, seguindo a norma ASTM E23-16b (2016). Para cálculo da resistência ao impacto, de acordo como a norma ASTM A897/A897M-16 (2016) fizeram-se quatro corpo de prova para cada condição de tratamento térmico de austêmpera, bem como do material bruto de fundição.

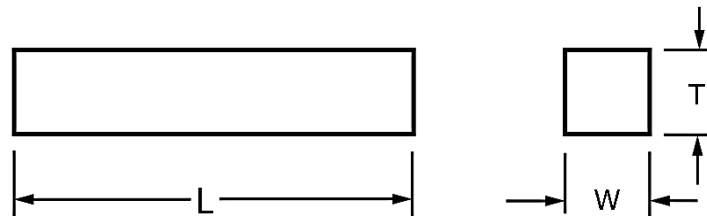
Figura 4.7 – Máquina de ensaio de impacto instrumentado Charpy



Fonte: O autor.

Calcularam-se as médias dos três maiores valores de impacto, com geometria e dimensões de 55x10x10 mm, sem entalhe, detalhadas na Figura 4. 8. Usinou-se cada corpo de prova em máquina de fresa da marca Clark instalado no LAEPI-UEPG.

Figura 4. 8 – Geometria e dimensões dos corpos de prova sem entalhe para ensaios de impacto instrumentado Charpy



Dimensões	Milímetros
L - comprimento total	55,0 ± 1,0
W - Largura	10,00 ± 0,13
T - Espessura	10,00 ± 0,13

Fonte: ASTM E23-16b, 2016.

A usinagem das superfícies externas dos espécimes usando qualquer método de usinagem que produz menos de 0,005 mm de material perturbado na superfície é aceitável. (ASTM E23-16b, 2016). Para satisfazer esse a norma, em cada corpo de prova ensaiado refez-se os passos de lixamento descritos na seção 4.3 desta dissertação, com objetivo de reduzir ao máximo a rugosidade da superfície dos espécimes de impacto instrumentado Charpy.

Submeteram-se a análise de MEV-FEG as superfícies de fratura dos espécimes ensaiados, para avaliar os efeitos dos parâmetros de tratamento térmico nas propriedades mecânicas e microestrutura do ADI. Com dados obtidos do ensaio de impacto instrumentado Charpy fez-se os cálculos e análises da integral J_D .

4.10 CÁLCULO DA CURVA J_D

Calculou-se a integral J_D para cada ensaio de impacto instrumentado Charpy, os resultados obtidos de força versus deslocamento alocados em planilhas do *software* Microsoft Excel®, estes dados representam as condições de tratamento térmico de austêmpera. Obteve-se da curva J_D uma medida da tenacidade à fratura do material sólido submetido a um campo de tensão de formação, frente à propagação de uma trinca ocasionada por impacto.

Utilizou-se dois métodos: Método I e Método II, para cálculos da curva J_D , com diferença entre ambos sendo a definição das equações a equação (3.388) a (3.43) para o Método I (Norma) e as equações (3.47) a (3.49) para o Método II (Área) das curva,

anteriormente descritas na seção 3.8.5 (Cálculo da Curva J_D), dadas segundo a norma ASTM E1820-17a (2017).

O cálculo da curva J_D foi realizado de acordo com a equação (3.388) utilizando-se uma planilha EXCEL® onde foram definidas colunas de tempo de ensaio, deslocamento e força obtidos de dados experimentais do ensaio de impacto instrumentado. A partir dessas três colunas foi calculada a área sob a curva de força *versus* deslocamento, a qual forneceu a

energia incremental da fratura $U_{(i)} = \int_0^{u_i} F_{(i)} du_{(i)}$ durante o ensaio. O comprimento da trinca foi

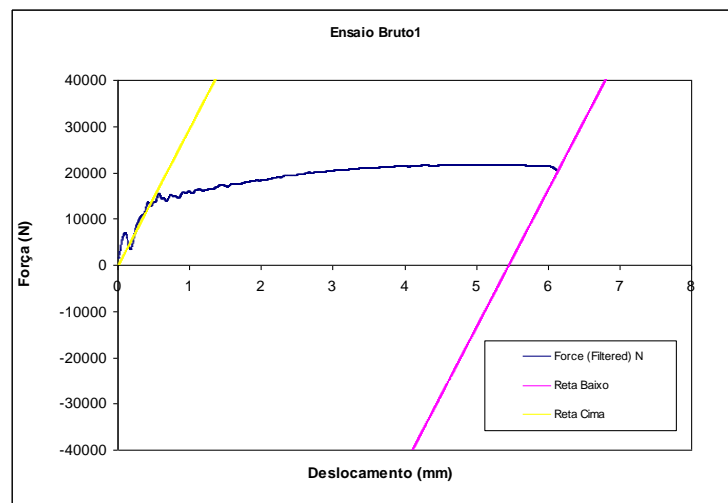
calculado a partir da equação (3.46) definida por CHAOUADI (2006). Os valores de

$U_{final} = U_{(i)} = \int_0^{u_w} F_{(i)} du_{(i)}$ e $U_{init} = \int_0^{u_{a0}} F_{(i)} du_{(i)}$ foram obtidos para o comprimento de trinca inicial e

final cujo valor era zero e $W = 0,01m$.

A partir desses dados as colunas dos parâmetros K, γ_{pl} e η_{pl} dados pelas equações (3.40) a (3.43) foram obtidos substituindo-se os valores desses parâmetros na equação (3.388) obteve-se a curva J_D . Para o cálculo da área elástica e plástica sob a curva foi criada uma coluna com a equação de uma reta de coeficiente angular que passava pelo ponto da força referente à tensão de escoamento do material. Uma reta paralela a essa foi definida em outra coluna com um coeficiente linear que passava pelo ponto da força referente à tensão de ruptura do material, conforme mostra a Figura 4.9.

Figura 4.9 – Gráfico da força pelo deslocamento com as retas paralelas que definem a área elástica sob a curva



Fonte: O autor.

As retas paralelas mostradas na Figura 4.9 delinham a separação entre área elástica e plástica que foram utilizadas nos cálculos conforme a equação (3.388) a (3.43) para o Método I (Norma) e as equações (3.47) a (3.49) para o Método II (Área). A determinação da área plástica A_{pl} foi feita pela subtração da área total A_T pela área elástica A_{el} .

$$A_{pl} = A_T - A_{el} \quad (4.1)$$

A área elástica foi determinada pela reta que passava pelo ponto de ruptura do material e de coeficiente angular paralelo à outra reta que passava pelo ponto de escoamento do material.

Botões de ajuste fino do coeficiente angular e linear das retas paralelas foram implementados na planilha os quais permitiram obter uma melhor precisão nos cálculos. Os valores de módulo elástico foram obtidos a partir dos ensaios de tração e refinados pelo ajuste. A calibração dos valores das curvas para um calculo preciso e eficiente das curvas J_{pl} e J_D foi feito seguindo os intervalos definidos pela norma ASTM E1820-17a.

4.11 DIFRAÇÃO DE RAIOS X

Utilizou-se a técnica na caracterização qualitativa das frações volumétricas de austenita estável, e ferrita acicular, nas amostras de ADI, sendo 02 amostras para cada condição de tratamento térmico à 250°C e 300°C ambos por 60min e 120min. Realizaram-se varreduras em um intervalo de 2θ entre 40° e 110° com um passo angular de 0,02° e tempo de contagem de seis segundos. O equipamento de difratômetro da marca Shimadzu, modelo XRD6000 com radiação de Cu-K α ($\lambda=0,15405\text{nm}$), com monocromador de grafite instalado no LABMU-UEPG. Os gráficos com as áreas de picos da austenita retida e da ferrita acicular foram comparadas com a literatura.

4.12 CÁLCULO DA TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA

Utilizou-se a Equação (4.2) de VOIGT; LOPER (1984) pela qual foi possível calcular o teor de carbono na austenita (C_γ^0) em relação à temperatura de austenitização (900°C) e dos teores de elementos de liga do ferro fundido nodular, fornecidos na Tabela 4.3 da composição química.

$$C_\gamma^0 = \frac{T_r}{420} - 0,17(\text{wt}\% \text{Si}) - 0,95 \quad (4.2)$$

onde:

T_r – em graus Celsius ($^{\circ}\text{C}$); e

$wt\%Si$ – é a porcentagem em peso do teor de silício.

Lançaram-se os dados de elementos de liga ($wt\%$) e a temperatura de austenitização (T_r), fixada em um patamar do tratamento térmico de 900°C na equação (4.2) de VOIGT; LOPER (1984) foi possível extrair o teor de carbono na austenita (C_{γ}^0). Este valor foi utilizado na equação (4.3) descrita por ANDREWS (1965) para estimar a temperatura inicial da transformação martensítica.

$$M_s (^{\circ}\text{C}) = 539 - 423(\%C) - 30,4(\%Mn) - 17,7(\%Ni) - 12,1(\%Cr) - 7,5(\%Mo) \quad (4.3)$$

Onde:

M_s – temperatura da transformação inicial de martensita em graus Celsius ($^{\circ}\text{C}$)

A partir do resultado dos cálculos da temperatura de início da transformação martensítica estimou-se qual temperatura utilizar. Resolveu-se as equações (4.2) e (4.3) de Voigt; Loper para estimar o teor de carbono na austenita (0,754257) e de Andrews para o início da formação martensítica. Como a temperatura escolhida de austêmpera é de 250°C e 300°C para este estudo e a temperatura calculada em torno de $212,5^{\circ}\text{C}$.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

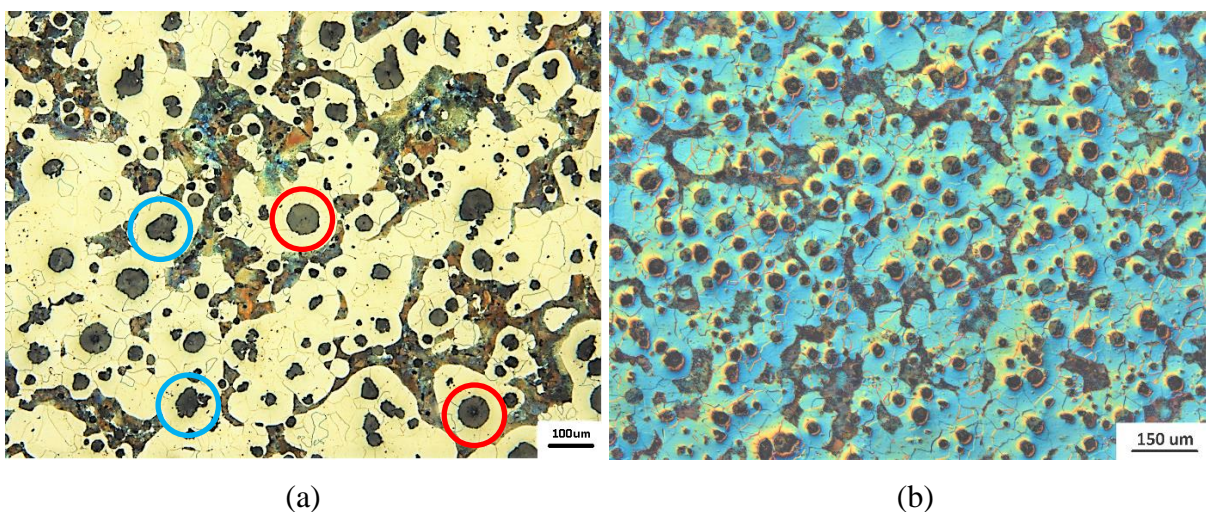
Neste capítulo são apresentados e discutidos os resultados de tratamento térmico de austêmpera em ferro fundido nodular e após a caracterização de corpo de prova dos ensaios de tração e impacto instrumentado Charpy. São apresentadas as imagens obtidas com auxílio de microscopia óptica em amostras antes e após tratamento térmico de austêmpera. Logo após é abordado em detalhes a microestrutura da ferrita acicular e da austenita estável com alto teor de carbono do ADI, pautada nos resultados obtidos por microscopia eletrônica de varredura (MEV-FEG) e difração de raios X (DRX). Ao fim desse capítulo, os resultados discutidos anteriormente são associados aos ensaios mecânicos de tração, dureza e impacto instrumentado. Os dados dos ensaios mecânicos são relacionados com as imagens de fractografia das superfícies de fratura dos copos de prova.

5.1 CARACTERIZACAO MICROESTRUTURAL

5.1.1 Estado bruto de fundição

As imagens de caracterização da microestrutura do ferro fundido nodular no estado bruto de fundição (como recebido) são apresentadas na Figura 5.1, na qual se tem um aspecto global das condições do material. Objeto de estudo deste trabalho, pois é matéria prima para o tratamento térmico de austêmpera na obtenção do ADI.

Figura 5.1- Metalografia de um ferro fundido nodular com aumento em a) de 100x e b) 50x pela técnica de interferência – Nital 2%

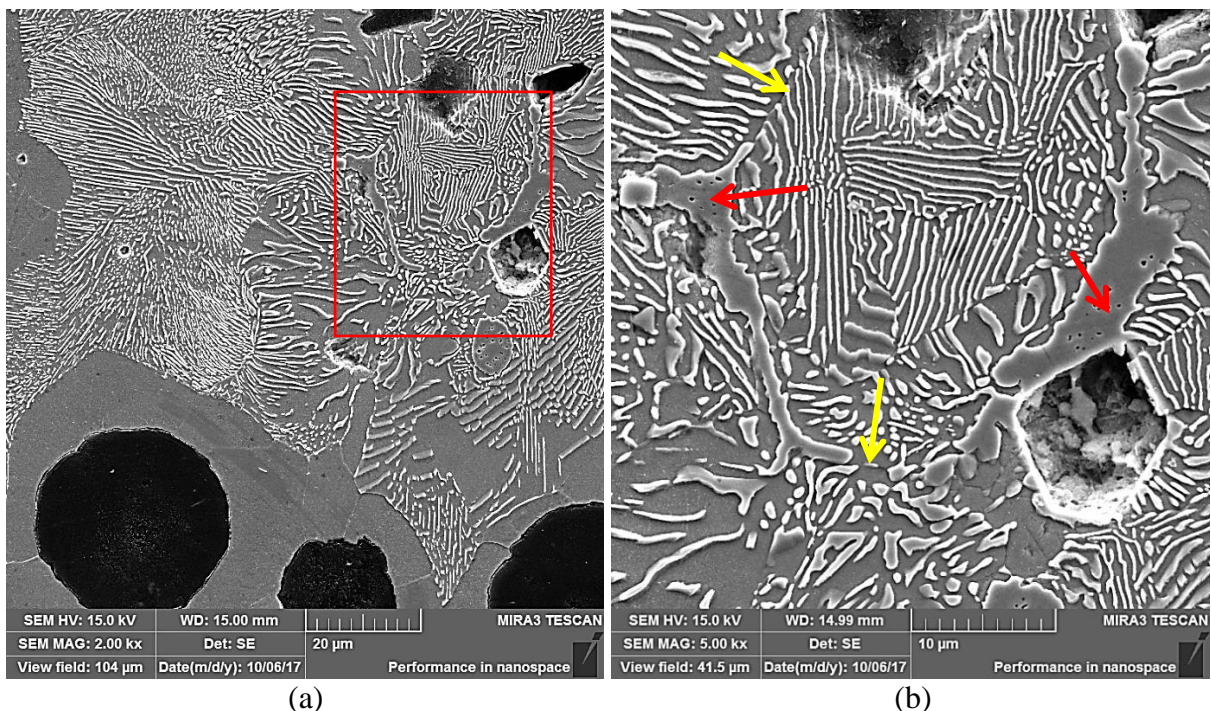


Fonte: O autor.

Nas imagens da Figura 5.1 estão ilustradas as metalografias de diferentes regiões da amostra, obtidas por microscopia óptica, retirada da área útil do bloco Y de ferro fundido nodular com ataque de Nital a 2% se observa na Figura 5.1a amplamente as condições da matriz ferrítica-perlítica, com aumento de 100x. A perlita se caracteriza pela coloração mais escura e a ferrita é observada a partir do nódulo de grafita com tonalidade clara. Ainda é possível visualizar que há uma distribuição heterogênea de nódulos de grafita, algumas degeneradas e outras esferoidais estão circundadas nas cores: azul e vermelho respectivamente. O efeito de relevo na Figura 5.1b foi obtido com a técnica de contraste por interferência, ela revelou as seguintes fases: a ferrita em azul, os esferóides de grafita circundados pela tonalidade laranja, a perlita em preto e também os contornos austeníticos, com a sensação de trincas pela amostra.

Nas imagens da Figura 5.2a, onde a área destacada com retângulo vermelho é ampliada em (b), feitas em MEV-FEG do ferro fundido nodular com ataque de Nital 2%, estão indicadas com setas amarelas as regiões de contornos de células eutéticas. Também é possível visualizar alguns defeitos encontrados, por exemplo, a segregação de elementos de liga em regiões intercelulares, é verificada a formação de carbeto de solidificação, indicados por setas vermelhas. Esses elementos segregados nos contornos de célula eutética dificilmente são dissolvidos no tratamento térmico.

Figura 5.2 – Imagens obtidas por MEV-FEG das condições do ferro fundido nodular – Nital 2%



Fonte: O autor.

Durante o processo de solidificação elementos como o manganês, enxofre, magnésio, vanádio, molibdênio, fósforo e cromo se difundem para o líquido residual e segregam nas regiões intercelulares, o que ocasiona a formação de carbeto eutéticos. A formação dessas fases prejudicam consideravelmente as propriedades de resistência à tração do nodular (SANTOS; BRANCO, 1989; GUESSER, 2009). As imagens da Figura 5.2 obtidas em microscópio eletrônico de varredura (MEV-FEG) são bem didáticas, ao ilustrar nitidamente as colônias de perlita, as grafitas, contornos de célula eutética e a ferrita.

Com a resolução da Equação (3.1) relativa ao carbono equivalente ($CE = 4,29$) calculado inserindo os teores de elementos da composição química apresentados na Tabela 4.3 para o ferro fundido nodular, é possível afirmar que a solidificação ocorreu no ponto eutético ($CE = 4,3$). Na

Figura 3.2 as temperaturas do eutético estável (TEE) e eutético metaestável (TEM) são exemplificadas, pois é onde ocorre o fenômeno de solidificação da liga nodular em questão. Ao passar pela linha TEE, no metal líquido ocorre a nucleação da austenita e da grafita simultaneamente, porém em regiões aleatórias (eutético divorciado), que crescem para formar as células eutéticas.

Nas imagens obtidas por microscopia óptica se observa a grafita primária, muito comum em ligas hipereutéticas. A heterogeneidade da microestrutura é marcante em todas as amostras utilizadas neste trabalho, por se tratar de uma liga obtida diretamente em linha de vazamento de fundição. Os desafios de realizar os tratamentos térmicos de austêmpera e de caracterizar são observados nas irregularidades nos esferóides de grafitas e sua distribuição no metal. Bem como a alta quantidade de carbeto encontrados, tais defeitos causam a fragilização do produto final de ADI.

As medidas feitas nas imagens de metalografia do ferro fundido nodular, de número de nódulos por milímetro quadrado (mm^2), grau de nodularização e a porcentagem de ferrita e perlita na matriz foram alocados na Tabela 5.1. Ao considerar a matriz metálica normalizada para 100% e descontar a área dos nódulos de grafita se chegou à porcentagem da matriz ferrítica-perlítica. A quantidade de nódulos por milímetro quadrado ficou abaixo do recomendado pela literatura que é de $150/\text{mm}^2$, já o grau de nodularização esta no limite, que é de 85% estabelecido por HAYRYNEN (2002) essa porcentagem é recomendada na formação do ADI para ter elevada disponibilidade de carbono na matriz, e a porcentagem encontrada de matriz ferrítica-perlítica é de 60-40% respectivamente, o ideal seria uma matriz tendendo para a perlita (DELIA; ALAALAM; GRECH, 1998).

Tabela 5.1 – Caracterização quantitativa da microestrutura do ferro fundido nodular como recebido

Nódulos/mm²	104 ± 9
Grau de nodularização	85%
Ferrita	60%
Perlita	40%

Fonte: O autor.

De um modo geral, não foram observadas nas amostras a presença de carbeto, microrechupes ou inclusões de óxidos. Por se tratar de uma solidificação eutética, no metal líquido ocorre à nucleação das dendritas de austenita e de nódulos de grafita na TEE. As grafitas continuam recebendo carbono do líquido adjacente, que crescem até seu encapsulamento, formando um halo de austenita (vide figura 3.3). A partir daí é necessário difusão de carbono no envelope de austenita, esse fenômeno é conhecido como eutético divorciado (SANTOS; BRANCO, 1989). Devido à espessura da peça do bloco Y, entre 25 a 35 mm, por se tratar de uma sessão grossa ocorre nessa área o fenômeno de encharque de calor, por consequência desse fato ocorre uma recalescência. Esse efeito retarda a reação eutetóide deixando os nódulos de grafita no banho por tempo suficientemente capaz de ocasionar a flotação de grafitas. O resultado é uma microestrutura heterogênea com regiões que possuem alta concentração de nódulos, e em outras áreas uma deficiência de grafita.

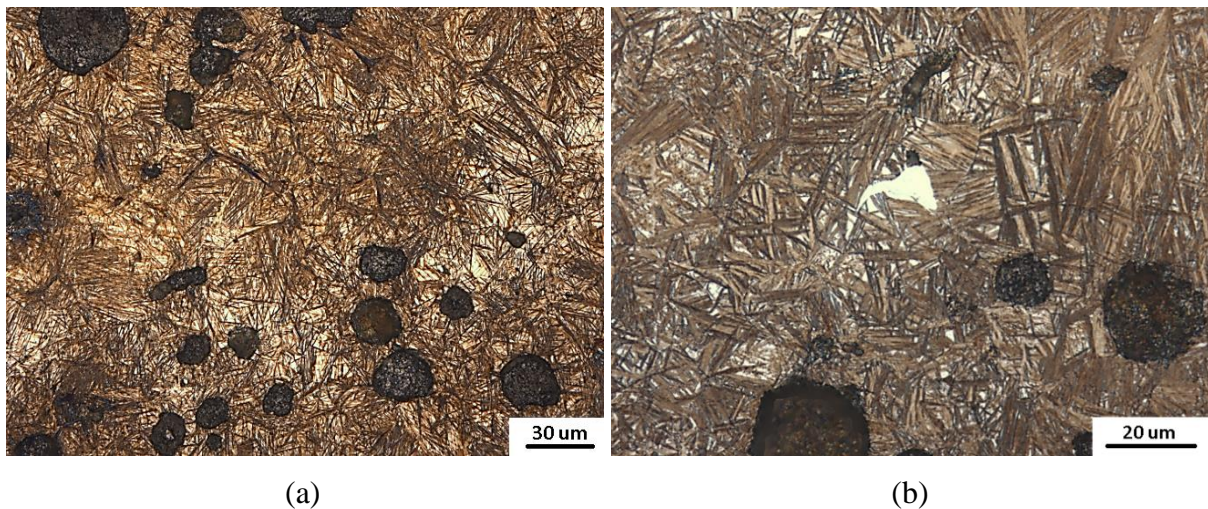
A necessidade de se fazer um bom tratamento de nodularização e inoculação se refletem em minimizar os efeitos causados pela ocorrência da transformação (“fading”) da liga nodularizante, não sendo eficaz para dessulfurar e desoxidar o metal líquido. Caracterizada pela presença de grafita degeneradas e dispersas na matriz ferrítica-perlítica observadas na metalografia da imagem Figura 5.1 do ferro fundido nodular. Os resultados esperados para a liga com tratamento eficiente são grafitas com formatos esféricos e um aumento no grau de nodularidade (FUOCO, 2003).

A eficiência da inoculação do ferro fundido nodular é confirmada na metalografia, pois não se observou o processo de grafitação secundária. Esse fenômeno de recalescência ocorre durante a reação eutetóide na etapa de solidificação, que faz o carbono se difundir para a grafita. Nesse sentido o cobre impede a difusão do carbono para a grafita, pois age como elemento perlitizante. Uma boa inoculação gera centros de nucleação de grafita, o que facilita a difusão de carbono na matriz (SANTOS; BRANCO, 1989).

5.1.2 Caracterização Tratamento Prospectivo de Austêmpera

Um ensaio prospectivo realizado por BONETI (2014) em amostras após austenitização (900°C) por 20min seguida de austêmpera (300°C) por 30min com objetivo de verificar a presença de perlita na formação de “centros térmicos”. Os resultados do autor citado revelam que o banho de austêmpera foi eficaz na rápida homogeneização da temperatura. Neste trabalho devido às diferentes condições de tratamento térmico foi aplicada a caracterização prospectiva nas amostras de ferro fundido austemperado, e validada as condições do banho de sais para o tratamento de austêmpera na obtenção do ADI. Os resultados são apresentados na Figura 5.3a, nela é ilustrada a presença de feixes de ferrita acicular na matriz com a coloração marrom e austenita estável com alto teor de carbono, caracterizada por áreas mais claras ao fundo e nódulos de grafita dispersos na matriz. A amostra foi atacada com um reagente Nital 2%, com objetivo de distinguir a ferrita acicular da austenita estável com alto teor de carbono.

Figura 5.3 - Amostra austenitizada a 900°C por 20min e austemperada a 250°C por 30min – Nital 2%, (a) com 500x de aumento e (b) com 1000x de aumento



Fonte: O autor.

A Figura 5.3b acima representa a microestrutura característica da transformação isotérmica em ferro fundido nodular, com ênfase em um carbeto (fase mais clara) proveniente das etapas de solidificação, na qual houve segregação de elementos nos contornos de célula eutética. Esse tipo de microconstituente, por vezes, não é dissolvido na etapa de austenitização (900°C). A região intercelular onde foi encontrado o carbeto de solidificação esta empobrecida de nódulos de grafita, comprovando a heterogeneidade da microestrutura do ADI. Já em torno dos nódulos, a presença dos feixes de ferrita acicular comprova a eficácia

das condições de tratamento térmico de austêmpera, utilizadas na obtenção do ferro fundido nodular austemperado.

Como os corpos de prova submetidos a ensaio de resistência mecânica possuíam diâmetro máximo de 10 mm, as amostras que foram realizadas os tratamentos prospectivos tinham a espessura aproximadamente igual a 10 mm, confeccionada intuitivamente com esse propósito, os resultados das imagens de MEV-FEG e microscopia óptica (MO) revelaram a eficiência do banho de sais na rápida homogeneização na temperatura de austêmpera, constatou-se que não houve formação de centro térmico, devido à formação de perlita. Assim o ensaio prospectivo deu suporte e validade para a continuidade dos tratamentos térmicos de austêmpera.

A partir do resultado dos cálculos da temperatura de início da transformação martensítica se teve ideia de qual faixa de temperatura utilizar, pois não foi possível empregar o ensaio em dilatômetro de têmpera. Resolvendo as equações (4.2) e (4.3) de Voigt; Loper para estimar C_{γ}^0 (0,754257) e de Andrews para a M_s , foi possível prever se na temperatura de tratamento térmico de austêmpera, não ocorreria à transformação da austenita em martensita na microestrutura do ADI. Como a temperatura escolhida de austêmpera é de 250°C e 300°C para este estudo e a temperatura calculada para M_s ficou em torno de 212,5°C. Uma variação de 37,5°C para a temperatura mais baixa de austêmpera utilizada. Assim realizaram-se os ensaios de tratamento térmico de austêmpera nas amostras de ferro fundido nodular sem haver prejuízos, com o possível aparecimento da martensita.

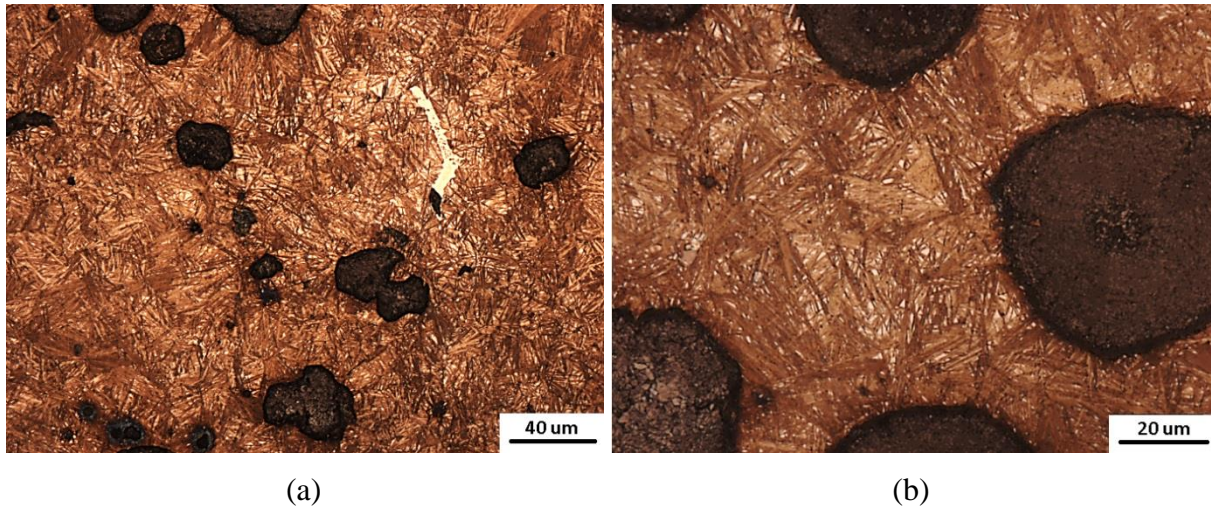
5.1.3 Caracterização por microscopia óptica (MO)

Os resultados apresentados nesta seção estão em ordem de tratamento térmico e foram organizadas da menor para a maior temperatura de austêmpera, já que se optou por manter o patamar da temperatura de austenitização (900°C) em todos os ensaios. Em relação à ordem das técnicas de análise de caracterização, primeiramente são expostas as imagens obtidas por microscopia óptica (MO) seguido dos resultados de microscopia eletrônica de varredura (MEV-FEG).

As amostras tratadas em temperatura de austenitização a 900°C/60 minutos e austenitizada em patamar de 250°C/60 minutos, são ilustradas na Figura 5.4. As condições da microestrutura resultantes da austêmpera apresentaram nucleação e crescimento da ferrita acicular preferencialmente nas interfaces austenita-grafita e nos contornos de grão

austeníticos. A região mais clara ao fundo se caracteriza pela austenita estável, homogeneamente dispersa na matriz do ADI.

Figura 5.4– Microestrutura austenitizada a 900°C/60min e austemperada a 250°C/60min – Nital 2%



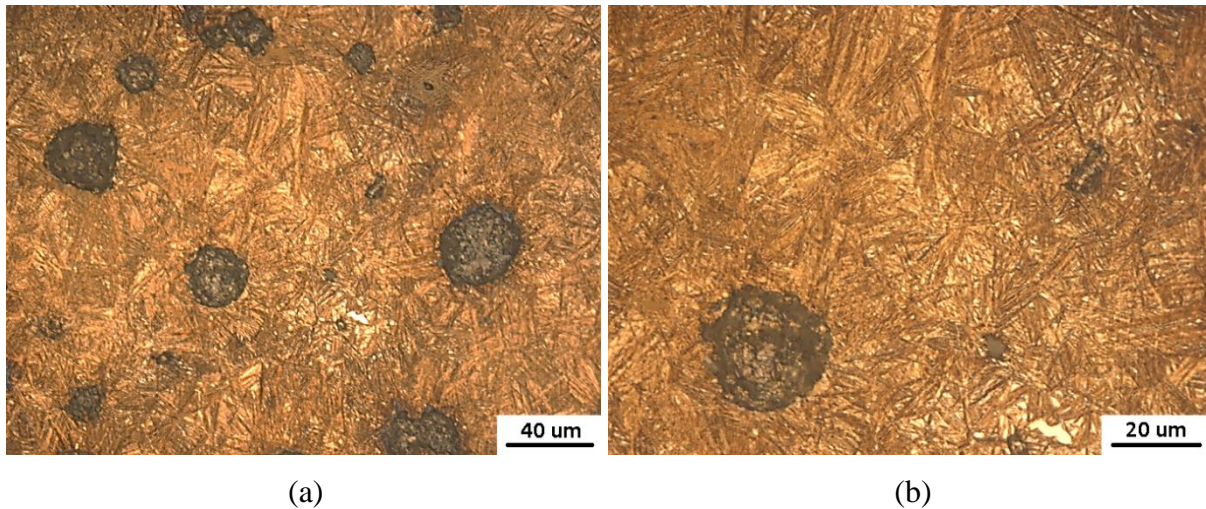
Fonte: O autor.

É possível visualizar na Figura 5.4a acima, a dispersão entre os nódulos de grafita, esse vazio causa um empobrecimento de ferrita acicular, consequentemente se destaca a austenita estável característica pela coloração mais clara. Os carbeto de solidificação assim como nos ensaios prospectivos, são observados nessas condições, pois a temperatura de austenitização não é capaz de dissociar totalmente esta fase.

Durante a solidificação eutética do ferro fundido nodular a austenita é formada em torno dos nódulos de grafita, com o avanço da interface sólido-líquido a austenita rejeita elementos tais como Mo, P, Mn, Cr e Mg estes são formadores de carbeto. Ao resfriar o líquido remanescente entre as células eutéticas, propicia a formação de carbeto como, por exemplo, a esteadita que por sua vez causa a fragilização das propriedades mecânicas, aumento da dureza, e podem gerar austenita instável devido à diferença na cinética de transformação do ADI. Já os elementos que não são formadores de carbeto como é o caso do silício, cobre e níquel se concentra na interface metal-grafita e nas dendritas de austenita (KOVACS, 1990; GUESSER, 2009).

Os tratamentos térmicos realizados nas temperaturas de 900°C/60min com patamar de austempera a 250°C/120min são ilustrados na Figura 5.5. Nessa imagem observa-se a microestrutura bem formada e tradicional do ADI, o fato demonstra que se obteve sucesso na transformação isotérmica, e os resultados são austenita estável com alto teor de carbono entremeadas por feixes de ferrita acicular.

Figura 5.5 – Amostra austenitizada a 900°C/60min e austemperada a 250°C/120min – Nital 2%



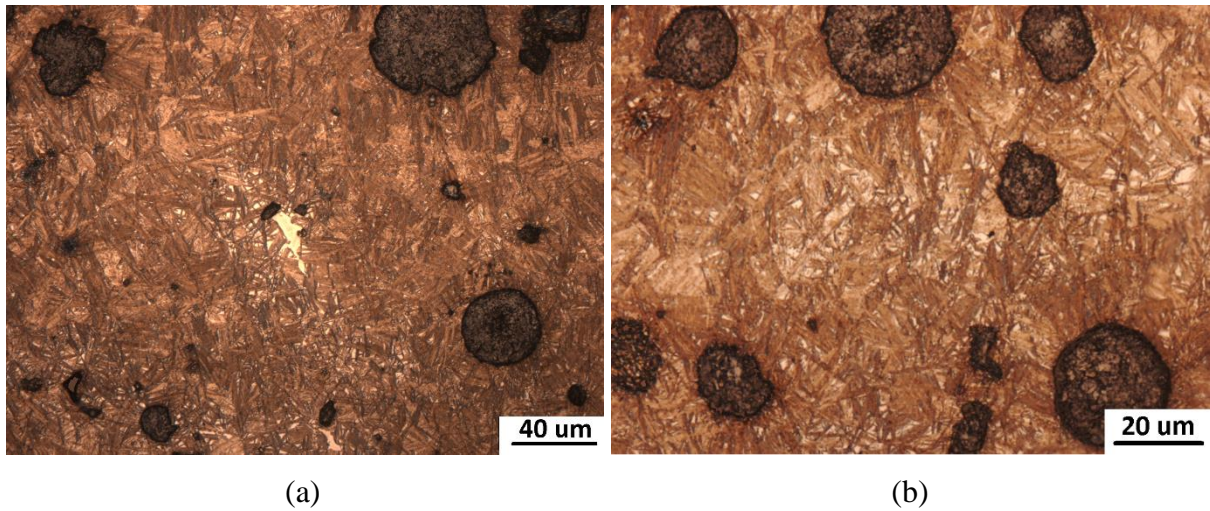
Fonte: O autor.

Em comparação com a mesma condição de temperatura de tratamento térmico, variando apenas o tempo no patamar de austêmpera para 120min, é possível detalhar a microestrutura com feixes de ferrita bainítica maiores em relação ao seu comprimento, isso devido ao tardio tempo de tratamento e retirada das amostras do banho de sais na temperatura de austêmpera. O tempo de 120min também propicia um relaxamento de tensões na microestrutura do ferro fundido nodular austemperado. Quanto maior é a exposição da amostra na temperatura de austêmpera, mais difusão de carbono ocorre na microestrutura, assim propicia a estabilidade da austenita formada no ADI.

Na etapa de austenitização (900°C) a transformação alotrópica matriz ocorre da estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) da ferrita para a cúbica de corpo centrado (CFC) da austenita, e devido à alta temperatura também decompõe a cementita (Fe_3C). No resfriamento até a temperatura de austêmpera, a austenita é estabilizada devido à partição de carbono, rejeitado nas adjacências pela ferrita acicular transformada. Durante a estase de reação dentro da janela de processo a difusão de carbono continua a ocorrer dos feixes de ferrita acicular para a austenita estável (PUTATUNDA; RAO, 1997; DELIA; ALAALAM; GRECH, 1998).

Os resultados das imagens provenientes dos tratamentos térmicos a 900°C e 300°C são discutidos de forma comparativa apenas variando o tempo de austêmpera sendo 60min e 120min. A Figura 5.6 retrata o patamar de 300°/60min.

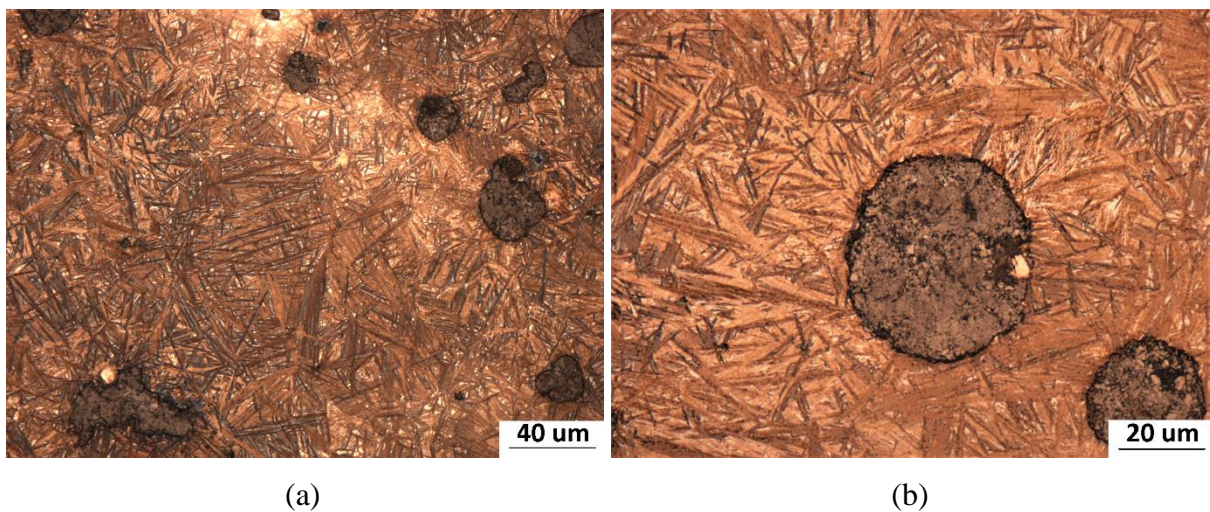
Figura 5.6 – Amostra submetida a 900°C/60min para austenitização e 300°C/60min em austêmpera – Nital 2%



Fonte: O autor.

Já a Figura 5.7 demonstra a microestrutura do ferro fundido nodular exposto ao tratamento térmico na condição de austenitização por 60min a uma temperatura de 900°C, com objetivo de homogeneizar e reduzir os gradientes de solidificação da matriz do ferro fundido. E austemperada a 300°C pelo tempo de 120min, essa variação de 60min em relação à condição anterior ajuda a entender que não é necessário o gasto de suprimentos por grandes períodos de tempo para conseguir uma microestrutura que possa tirar o máximo proveito do material tratado. Em termos de análise de imagem a condição de 60 e 120min apresentam variações no refinamento da ferrita acicular, assim as análises de resistência mecânica vão dizer sobre qual tempo e temperatura possuem o melhor custo-benefício.

Figura 5.7 – Tratamento de austenitização a 900°C e austêmpera 300°C por 120min – Nital 2%



Fonte: O autor.

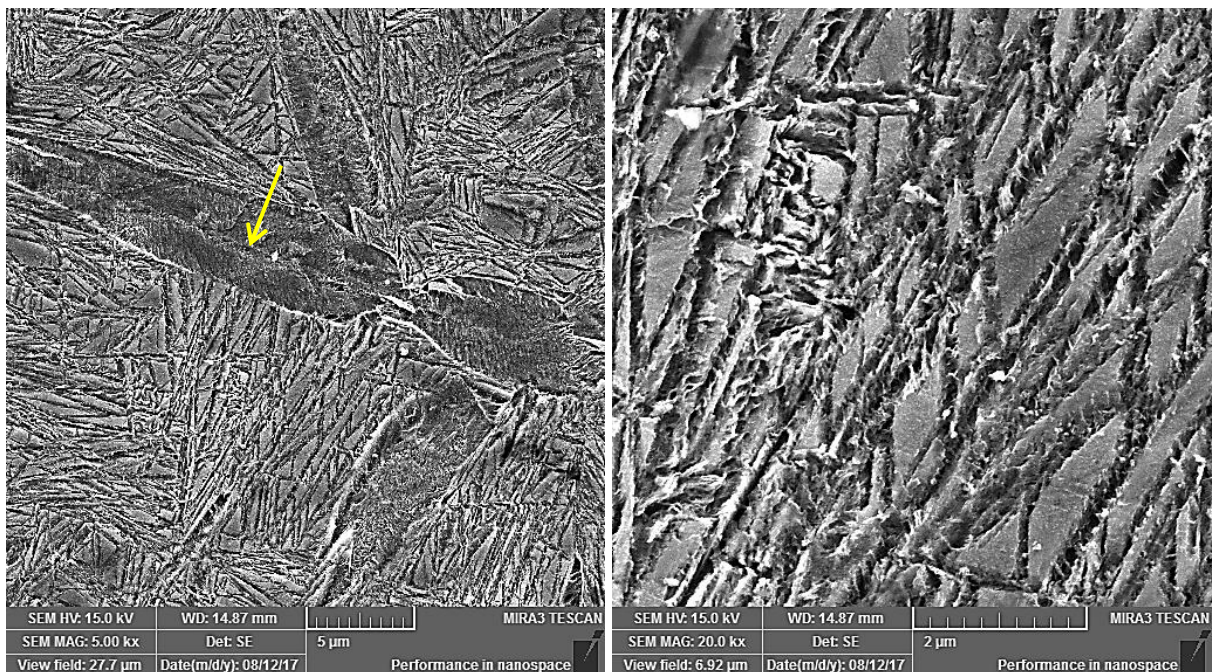
Para fim comparativo com a imagem (Figura 5.6) anterior a Figura 5.7 trás os aspectos gerais da microestrutura do ferro fundido nodular austemperado, obtidos após tratamento em temperatura de 300°C/120min.

Na amostra austemperada por 120 minutos as ripas de ferrita acicular são bem alongadas, devido ao maior tempo de tratamento, ocorre pouca nucleação e o crescimento é favorecido, resultando em microestrutura mais grosseira no ADI.

5.1.4 Caracterização do ADI por MEV-FEG

As imagens obtidas com a técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV-FEG) são apresentadas da menor para a maior temperatura de tratamento térmico de austêmpera. Essa análise permite observar com maior aumento a ferrita acicular e a austenita estável, formados no ADI. Como todas as amostras foram austenitizada no mesmo patamar de 900°C, serão citadas apenas as temperaturas de austêmpera nos resultados posteriores. Inicialmente são apresentadas as imagens do tratamento prospectivo, este teste teve por objetivo validar os resultados dos cálculos do início da transformação martensítica e analisou as condições do banho de saís de austêmpera. As amostras usadas para teste inicial são ilustradas na Figura 5.8.

Figura 5.8 – MEV-FEG do ADI austenitizado por 20min a 900°C e austemperado a 250°C durante 30min – Nital 2%



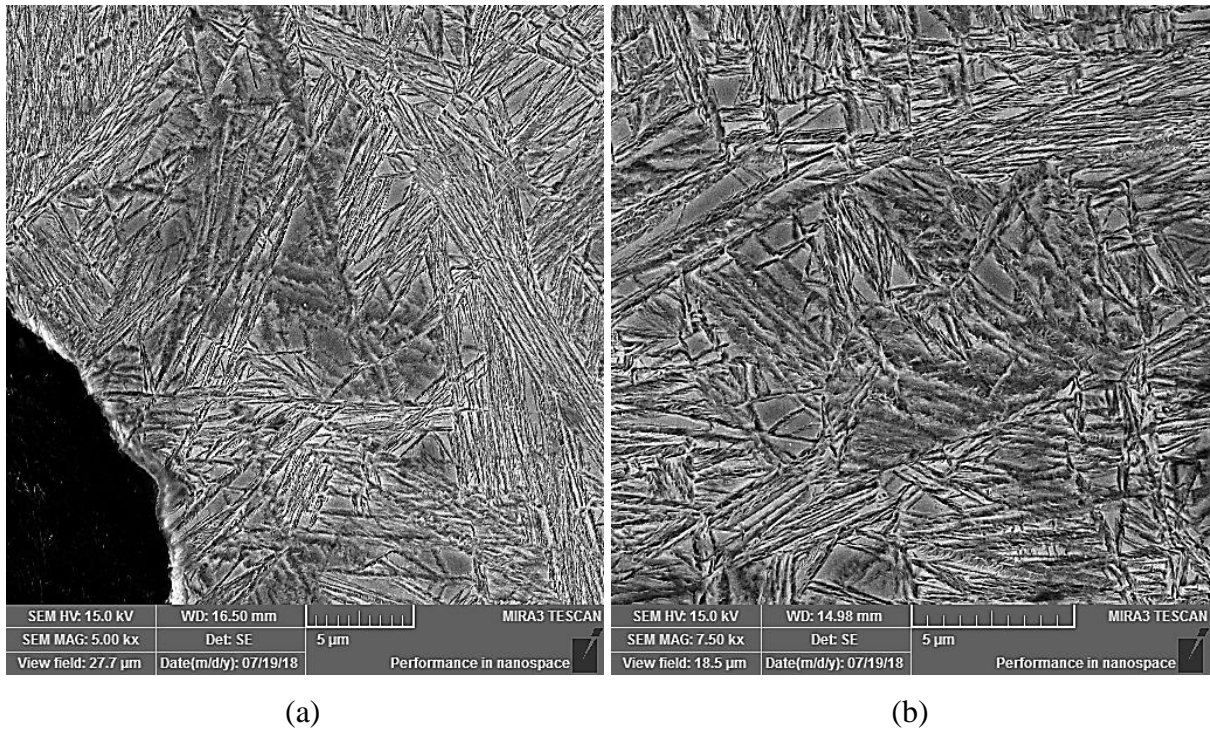
(a)

(b)

Em ambas as imagens da Figura 5.8a da para ver que a microestrutura característica do ADI foi obtida no ensaio prospectivo. O destaque (seta amarela) é dado às placas de martensita, que se formaram devido ao pouco tempo de tratamento térmico, insuficientes para enriquecer de carbono e estabilizar a austenita. Na Figura 5.8b podem ser observadas regiões com ripas de ferrita acicular entremeada por austenita na forma de blocos.

Como os resultados prospectivos apresentaram uma microestrutura que se esperava para o ADI, deu-se continuidade ao restante dos ensaios. As amostras tratadas em temperatura de 250°C/60min são apresentadas na Figura 5.9.

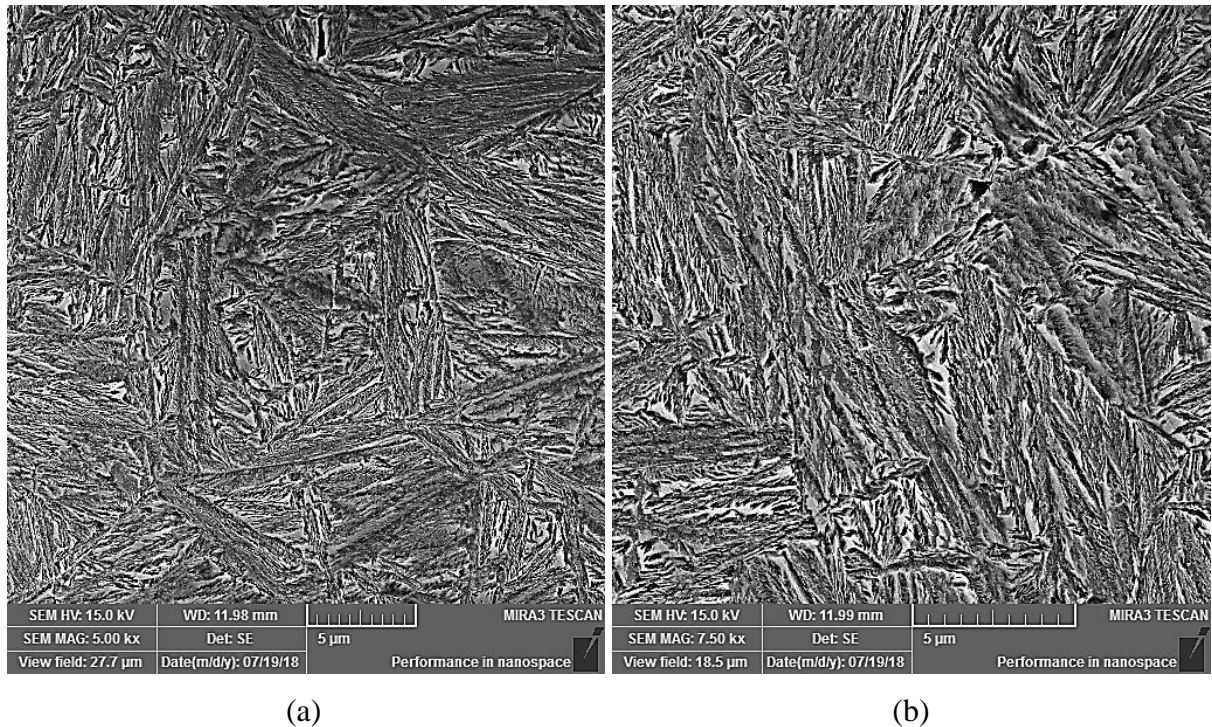
Figura 5.9 – Imagens obtidas em MEV-FEG do ADI austenitizada a 900°C/60min e austemperada a 250°C/60min – Nital 2%



Fonte: O autor.

Nas imagens da Figura 5.9a e Figura 5.9b são ilustradas as condições da microestrutura do ferro fundido nodular condicionado a temperatura de 250°C por 60min no patamar de austêmpera. As fases e constituintes obtidos demonstram que as rotas escolhidas para o tratamento térmico foram assertivas na obtenção do ADI. Nessa temperatura é possível dizer com o auxílio das imagens de microscopia eletrônica, que se obteve uma microestrutura grosseira e pouco homogênea se comparada à condição tratada por 120min de austêmpera. A austenita estável, caracterizada pela área mais clara, se apresenta em blocos rodeados de poucas ripas alongadas de ferrita acicular nessas regiões.

Figura 5.10 – Microestrutura do ADI obtidas por MEV-FEG com austenitização a 900°C por 60min e austêmpera 250°C por 120min – Nital 2%



(a)

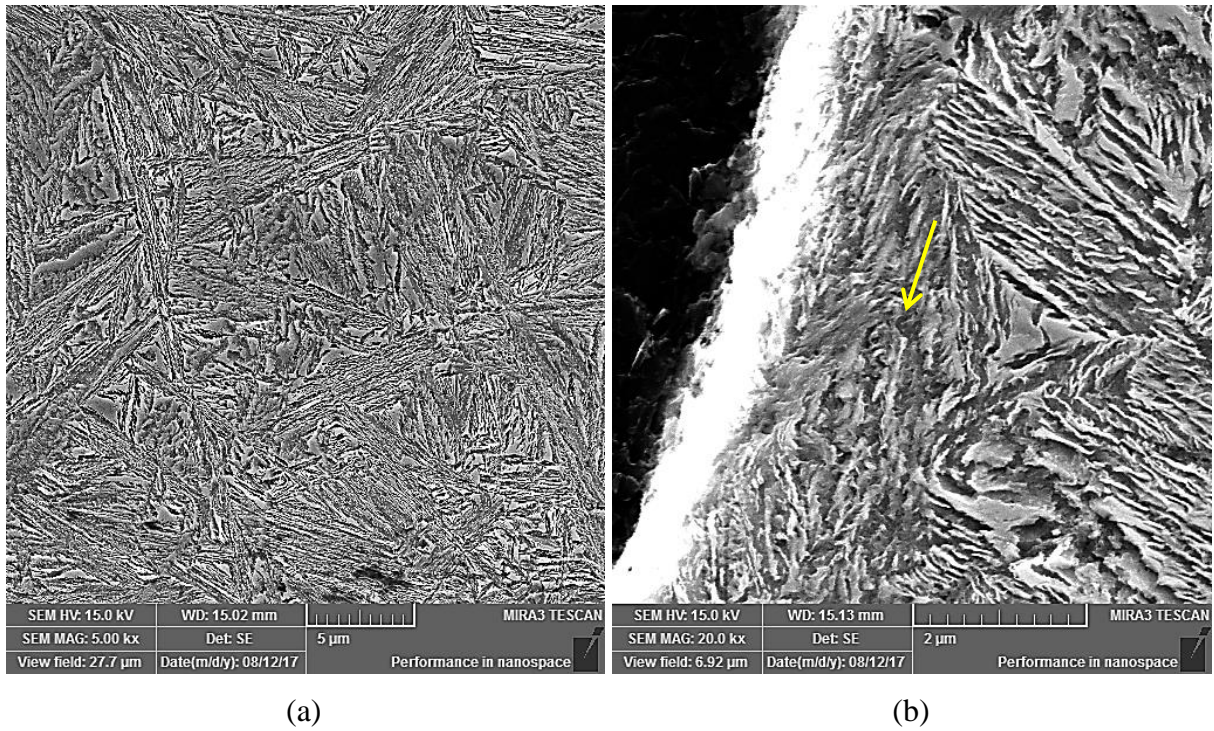
(b)

Fonte: O autor.

A microestrutura observada na Figura 5.10 se comparada com a mesma temperatura de tratamento (250°C), porém com maior tempo de austêmpera (120min), já se apresenta mais refinada, ou seja, houve uma alta taxa de nucleação e baixo crescimento de feixes de ferrita acicular densamente empacotada. As ripas de ferrita tiveram seu tamanho impedido pelo crescimento das ferritas adjacentes, com finos filmes de austenita estável dispersos na matriz do ferro fundido nodular austemperado.

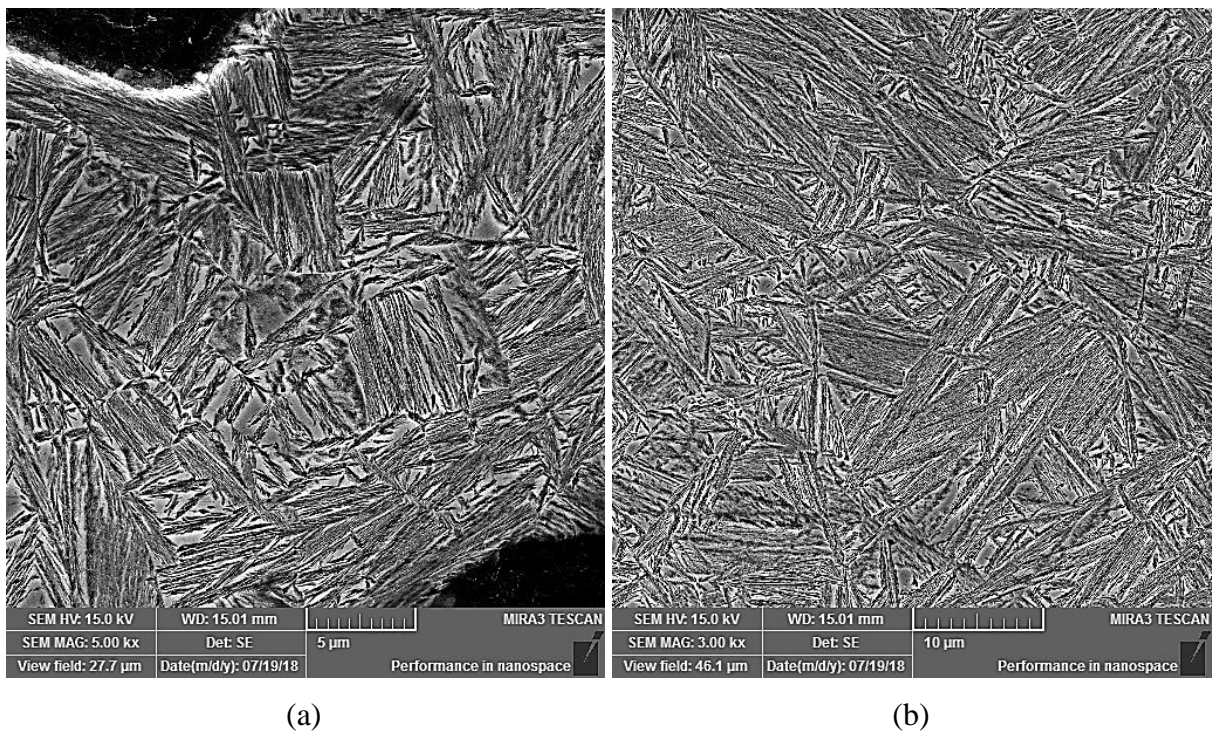
No ferro fundido nodular austemperado em temperatura 300°/60min é ilustrada uma microestrutura com alta quantidade de austenita estável entremeada por longas ripas de ferrita acicular. Este fenômeno acontece devido ao baixo número de sítios para nucleação da ferrita acicular, favorecendo seu crescimento, que ocorre preferencialmente em interfaces grafita-austenita e nos contornos de grão austeníticos. Na imagem da Figura 5.11b é possível visualizar o nódulo de grafita e os blocos de austenita estável envolvido por feixes de ferrita acicular, formando um emaranhado de ripas de ferrita e austenita. Segundo SHIH (1996) devido à alta taxa de nucleação pacotes de feixes de ferrita foram se transformando em uma forma de “novelos”, sem ter um sentido de crescimento preferencial.

Figura 5.11 - Microestrutura do ADI obtidas por MEV-FEG com austenitização a 900°C por 60min e austêmpera 300°C por 60min – Nital 2%



Fonte: O autor.

Figura 5.12 - Microestrutura do ADI obtidas por MEV-FEG com austenitização a 900°C por 60min e austêmpera 300°C por 120min – Nital 2%



Fonte: O autor.

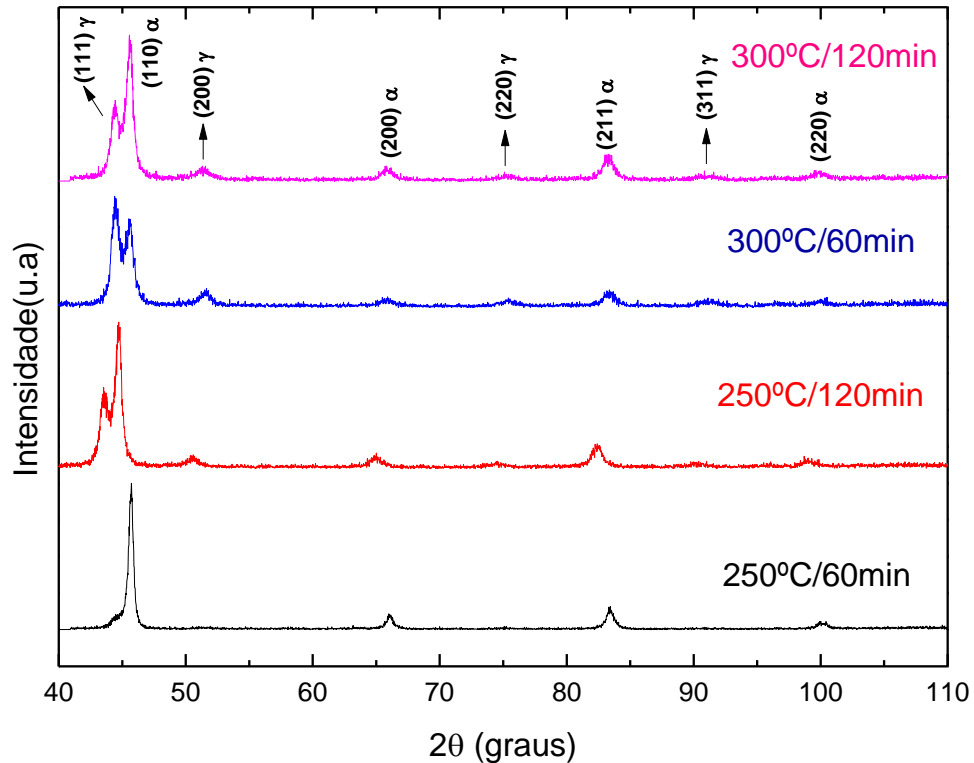
Na Figura 5.12, observa-se uma microestrutura bastante refinada com agrupamento de feixes de ferrita acicular mais largo e curto, com incidência de austenita em blocos distribuídas na matriz. Devido ao tempo de 120min de austêmpera foi observado na temperatura de 300°C que a difusão de carbono na matriz foi eficiente para a formação das fases ferrita e austenita, que na imagem se apresentam homoganeamente dispersas no ADI. Próximo ao nódulo ilustrado na Figura 5.12a é possível verificar que ocorre à formação da ferrita acicular mais refinada, comparada com o restante da matriz. Nessa região há mais carbono disponível para difusão, que por sua vez é elemento fundamental, pois favorece o enriquecimento e estabilização da austenita. O grau de refinamento da microestrutura do ADI varia em função do tempo e da temperatura de austêmpera, em que menores temperaturas ocasionam alta taxa de nucleação de ripas de ferrita bainítica, e menos austenita estável (PUTATUNDA; GADICHERLA, 2000).

5.2 ANÁLISE DO ADI POR DIFRAÇÃO DE RAIOS X

Nesta sessão são apresentas as análises das amostras de ferro fundido nodular austemperado, feitas em difração de raios X e seus respectivos espectros para cada temperatura de tratamento térmico. Os espectros de DRX são apresentados na Figura 5.13, encontram-se normalizados e os resultados são analisados qualitativamente. Os picos de difração da ferrita (α) diminuem de intensidade nos planos $\{110\}$, $\{200\}$, $\{211\}$ e $\{220\}$ à medida que aumenta as temperaturas de austêmpera. Já para a austenita (γ) os picos $\{111\}$ e $\{110\}$ da austenita e da ferrita respectivamente sofrem sobreposição, o que torna complicado definir qual pico se refere a qual fase formada.

Os espectros de raios X da Figura 5.13 apresentam baixa intensidade dos picos obtidos em todas as amostras, sendo impossível realizar o refinamento dos dados pelo método de Rietveld, conseqüentemente os valores referentes às frações volumétricas da austenita estável com alto teor de carbono e da ferrita acicular, não serão objeto de estudo deste trabalho. O espectro referente ao tratamento térmico de 250°C/60min apresentou somente os picos da ferrita acicular, porém nas imagens das Figura 5.5 de microscopia óptica e Figura 5.9 de MEV-FEG observou-se a austenita presente na amostra. Devido às intensidades dos picos estarem abaixo do esperado, e também pode ser que a austenita estável esteja em baixo teor de fração volumétrica na amostra de ADI.

Figura 5.13 – Espectro das curvas normalizadas da difração de raios X do ADI com variação na temperatura de austêmpera – Radiação Cu-K α 1 ($\lambda = 0,15405\text{nm}$)



Fonte: O autor.

Já para o patamar de austêmpera a 300°C/60min a fração volumétrica da austenita $\{111\}$ é maior que a da ferrita acicular $\{110\}$, esse fenômeno foi observado somente para essa condição de tratamento do ferro fundido nodular austemperado. As amostras tratadas a 250°C e 300°C com o mesmo tempo de permanência (120min) nas duas temperaturas, apresentaram espectros de DRX muito parecidos. Os resultados de raios-X servem de base para explicar os dados obtidos dos ensaios de resistência à tração, resistência ao impacto instrumentado Charpy e dureza das amostras de ADI.

Em temperaturas (250°C) mais baixas de tratamento térmico de ADI para alcançar um patamar de estabilização e enriquecimento de carbono da austenita, é necessário maior período de permanência das amostras no banho de sais de austêmpera. Assim se explica a porcentagem de austenita ser menor para tempo de 60 minutos, comparado ao período de 120 minutos. Já nas amostras tratadas a 300°C por 120 minutos a ferrita acicular foi à fase que apresentou maior fração volumétrica se comparada ao tempo de 60 minutos.

5.3 ENSAIOS MECÂNICOS

Nesta seção serão apresentados os resultados dos ensaios de dureza, tração e impacto instrumentado Charpy. Os ensaios de dureza Vickers, de tração e impacto foram realizados em todas as amostras de ferro fundido nodular austemperado, incluindo o material bruto de fundição, exceto para as amostras de ensaio prospectivo. Os dados dos ensaios mecânicos servem como base para os cálculos da curva J_D para o ferro fundido nodular antes e após tratamento térmico de obtenção do ADI em cada temperatura de tratamento térmico.

5.3.1 Ensaios de Dureza Vickers

O ensaio de dureza Vickers foi utilizado com objetivo de caracterização da microestrutura do ADI para as temperaturas de 250°C e 300°C nos tempos de 60 e 120 minutos de tratamento térmico. A medida de dureza na ferrita acicular e na austenita estável com alto teor de carbono, presentes na matriz do ADI, ajuda a identificar quais das fases possuem mais influência nas propriedades mecânicas do material austemperado. Regiões de segregação que contém carbeto de solidificação, localizadas em contornos austeníticos, juntamente com áreas de maior concentração de nódulos são os que apresentam maior heterogeneidade de dureza. Diante disso os ensaios de dureza foram realizados próximos aos nódulos de grafita e nos contornos austeníticos, os dados são apresentados na Tabela 5.2. Como a temperatura de austenitização foi fixada em 900°C, na tabela dos resultados de dureza Vickers é descrito apenas a temperatura no patamar de austêmpera e o tempo de tratamento térmico.

Tabela 5.2 – Dados de dureza Vickers obtidos para diferentes temperaturas do ADI

Condição de tratamento	Contorno Eutético	Próximo aos nódulos
Bruto	207±11	220±23
300°C/120min	470±77	478±36
300°C/60min	462±52	469±31
250°C/120min	464±41	468±72
250°C/60min	644±22	652±54

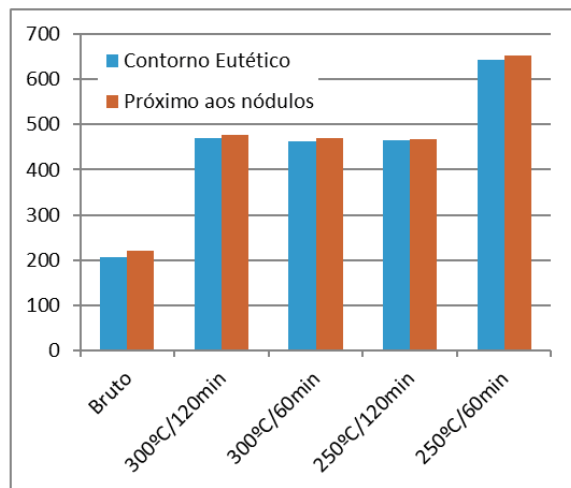
Fonte: O autor.

Na temperatura de tratamento térmico de 250°C ao aumentar o tempo de 60 para 120 minutos de austêmpera, houve uma diminuição da dureza. Esse abaixamento da dureza pode estar associado à presença de maior fração volumétrica de austenita retida na matriz.

Para a temperatura de 300°C houve o contrário ao tratar as amostras de ferro fundido nodular por 60 minutos e depois 120 minutos, é possível verificar que a dureza aumentou timidamente com a variação do tempo. Estes dados concordam com os resultados de difração de raios X, neste se observa a presença de maior fração volumétrica de austenita estável nas amostras. A presença de austenita faz com que haja uma diminuição na dureza, portanto se existir uma maior fração volumétrica de ferrita acicular causa um aumento na dureza do ADI.

Os dados da Tabela 5.2 estão no gráfico da Figura 5.14, o qual apresenta a dureza Vickers do ferro fundido nodular antes e após tratamento térmico de austêmpera. Os valores próximos ao nódulo de grafita são maiores devido à alta concentração de carbono dissolvido na matriz na área adjacente ao nódulo.

Figura 5.14 – Gráfico de Dureza Vickers do ADI



Fonte: O autor.

No gráfico de dureza Vickers estão alocados os dados de dureza das amostras do ADI. A temperatura de 250°C/60min teve valores de dureza acima de 600HV, muito provável que seja devido a grande disponibilidade de ferrita acicular presente na matriz. A variação do tempo de 60 para 120 minutos na temperatura de 300°C gerou um aumento na dureza, devido formação de maior fração volumétrica de ferrita acicular. O material bruto de fundição apresenta dureza pouco acima de 200HV e após tratamento térmico de austêmpera a dureza aumenta para valores acima de 450HV, pois ocorre a formação das fases de austenita estável entremeada por feixes de ferrita acicular.

5.3.2 Ensaio de tração

Tabela 5.3 – Ensaio de tração para o ferro fundido nodular antes e após tratamento de austêmpera. LE – Limite de Escoamento; LRT – Limite de Resistência a Tração

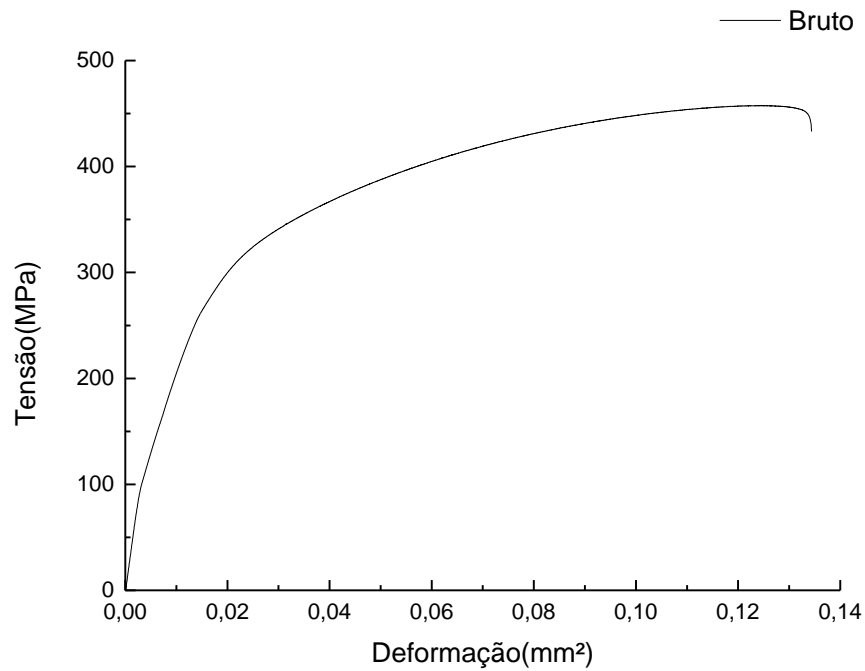
Condição	LRT (MPa)	LE (MPa)	A (%)	EAI (J)	HV
Estado bruto	457±8	301±2	5±0,7	118±4	207-220
250°C/60min	1157±36	909±30	2,2±0,8	37±4	644-652
250°C/120min	1229±41	976±41	2,5±0,9	63±3	464-468
300°C/60min	1409±7	1157±17	4±1	89±3	462-469
300°C/120min	1447±18	1189±24	3,6±1,2	67±2	470-478

Fonte: O autor.

O ensaio de tração para o ferro fundido nodular bruto de fundição é a média dos dados foi de 457 MPa, valor considerável ao se analisar a microestrutura da material, com muita heterogeneidade na microestrutura, por exemplo, os nódulos deformados, com diferentes tamanhos, grau de nodularização abaixo no limite do recomendado (85%) e nódulos por milímetro quadrado (104) fora do especificado. Uma variação positiva nos valores de resistência a tração do ferro fundido nodular antes e após tratamento térmico de austêmpera é observada. Na figura 5.15 é plotada o gráfico da tensão pela deformação para o ferro fundido nodular convencional bruto de fundição e os gráficos após tratamento térmico de austêmpera são ilustrados na figura 5.16

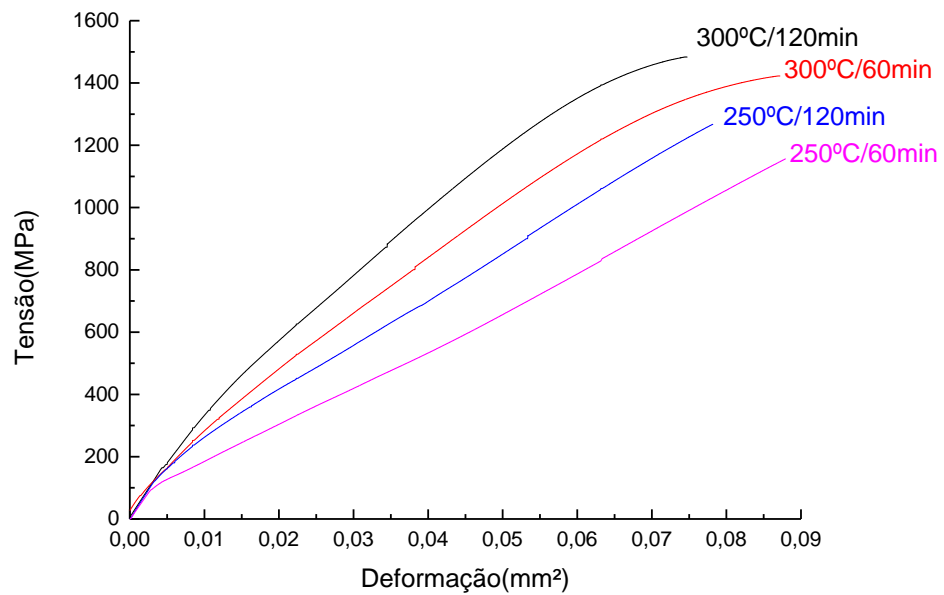
Dois dos melhores resultados do ensaio de tração para as amostras de ADI apresentados na Tabela 5.3 podem ser comparados aos da classe 1400-1100-02, listados na Tabela 3.1 provenientes da ASTM A897/A897M, 2016, foram as duas amostras tratadas a 300°C no tempo de 60 minutos com 1409-1157-4 e por 120 minutos apresentou as propriedades de 1447-1189-3,6. A curva dos ensaios de tração para cada temperatura de tratamento térmico confirma os resultados obtidos no DRX, é observada à relação direta entre a proporção de ferrita e austenita nas propriedades mecânicas das amostras de ADI. Na temperatura de 250°C o aumento do tempo de tratamento de 60 minutos para 120 minutos causa uma melhora no limite de resistência à tração, o equilíbrio entre ferrita e austenita no tempo mais alto (120min) aumenta a difusão de carbono e enriquecimento da austenita. O período mais curto de austêmpera (60min) apresentou os valores mais baixos de limite de resistência à tração, possivelmente esta propriedade esta ligada a grande quantidade de ferrita acicular formada na austêmpera.

Figura 5.15 – Gráfico do ensaio de tração da amostra de ferro fundido nodular convencional



Fonte: O autor.

Figura 5.16 – Gráfico do ensaio de tração das amostras de ADI



Fonte: O autor.

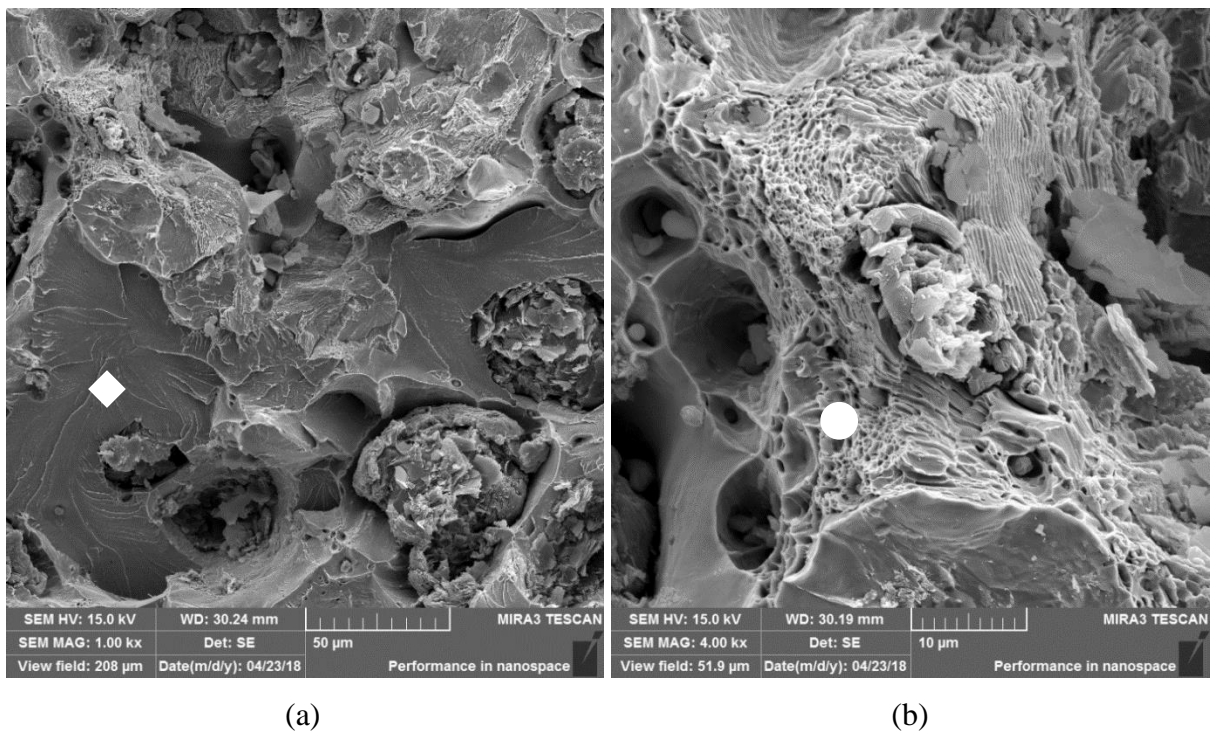
Já no patamar de 300°C de austêmpera apenas variando de 60 minutos para 120 minutos pode se verificar que o período de maior tempo é benéfico para formação de ferrita

acicular e austenita estável, alcançando valor médio de resistência a tração de 1447 MPa. Se o valor de resistência a tração do ferro fundido bruto de fundição for comparado ao ADI obtido em 300°C/120min a diferença é de 317% de aumento desta propriedade.

5.3.3 Análise em MEV-FEG da superfície de fratura após ensaios de tração

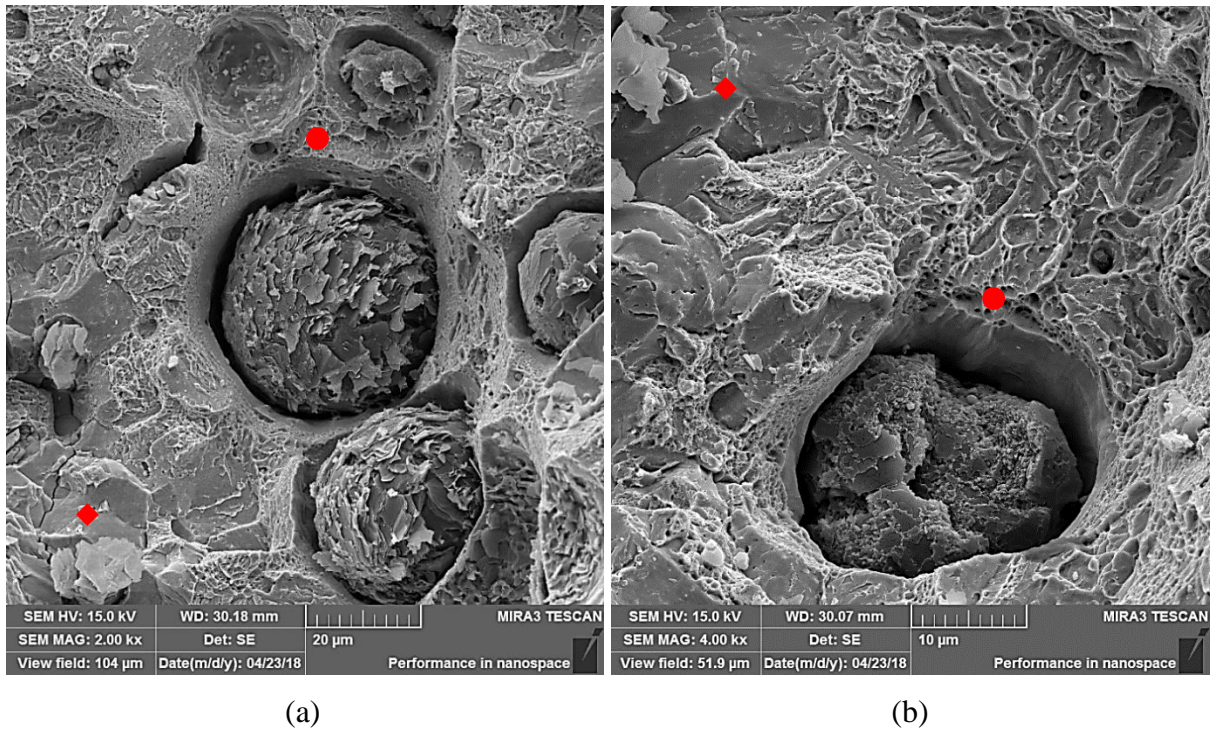
A imagem da Figura 5.17a obtida em MEV-FEG da análise superficial de fratura do ensaio de tração revela na região marcada com losango, no contorno eutético, uma superfície de fratura frágil caracterizada pelo fenômeno de quase-clivagem. Em contraste com a área marcada com um círculo na figura 5.17b, nas proximidades dos nódulos de grafita houve fratura dúctil como se o material estivesse alongado formando cavidades alveolares comumente chamados de “dimples”. A presença dessas morfologias na superfície de fratura auxilia na compreensão dos resultados do ensaio de tração e alongamento para material recebido de ferro fundido nodular. A relação de 60-40% de ferrita-perlita confere ao ferro fundido nodular valores mais baixos de resistência à tração, porém maiores alongamentos. Quanto mais perlita estiver presente na amostra à propriedade mecânica de resistência a tração se eleva e reduz o alongamento.

Figura 5.17 - MEV-FEG do ferro fundido nodular bruto de fundição como recebido



Fonte: O autor.

Figura 5.18 – MEV-FEG do ADI na condição de 250°C por (a) 60min e (b) 120min

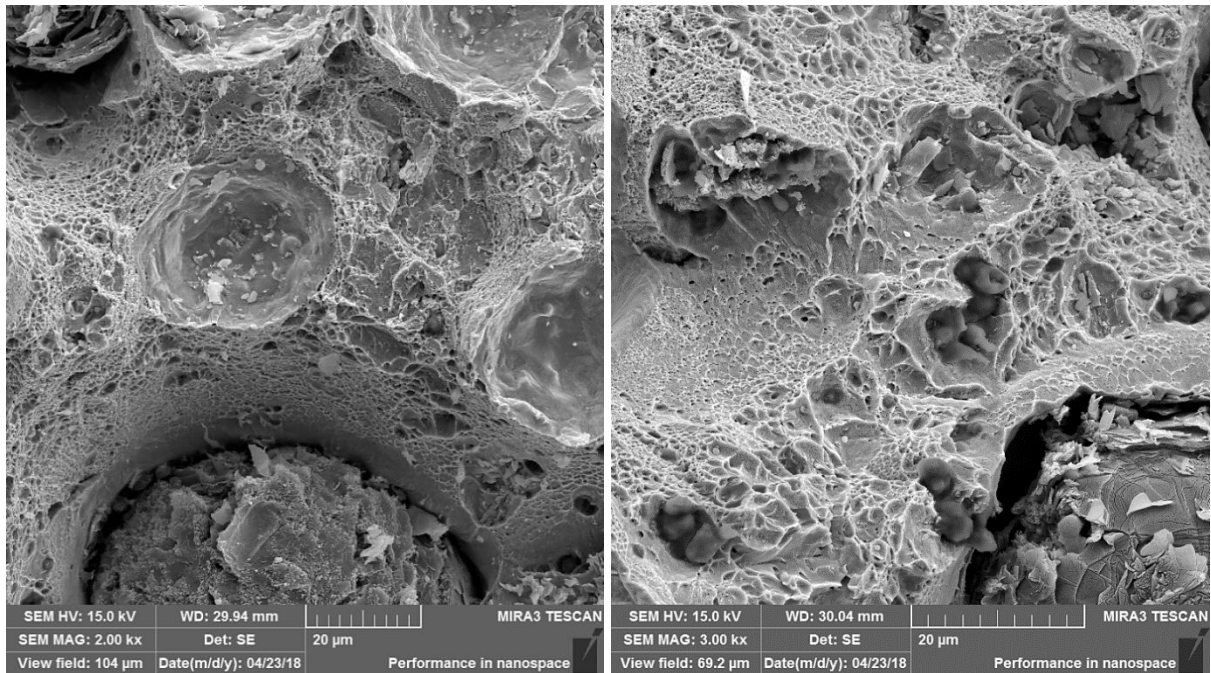


Fonte: O autor.

Os resultados das amostras de ADI fraturadas no ensaio de tração são mostrados nas imagens da figura 5.18 da superfície de fratura nos tempos de 60 e 120 minutos, apresentadas aos pares para a temperatura de 250°C de tratamento térmico, dessa forma podem ser visualizadas de modo a favorecer a comparação entre os tempos de tratamento térmico de austêmpera. O símbolo de losango foi usado para indicar a região na figura 5.18 que apresentou fratura frágil e o círculo para fratura dúctil, ambos os modos de fratura são observados nos tempos de 60 e 120 minutos de austêmpera do ADI para a temperatura de 250°C de tratamento de austêmpera. As cavidades alveolares ocorrem com mais frequência nas regiões adjacentes aos nódulos, e a clivagem se observa nas regiões de contorno austenítico, local onde ocorre a formação de carbeto. O tempo de 120 minutos foi quem conferiu ao ferro fundido nodular melhor resultado de tração.

Os resultados de fractografia das amostras de ADI austemperadas por 60 e 120 minutos na temperatura de 300°C realizados em MEV-FEG podem ser vistos na Figura 5.19, tanto a imagem (a) de 60 minutos, quanto à (b) 120 minutos revelam que a superfície de fratura se encontra quase que em sua totalidade com cavidades alveolares, principalmente em torno dos nódulos de grafita, sendo compatível com os resultados de tração, pois foram nessa temperatura de tratamento de austêmpera que se obtiveram resultados satisfatórios de propriedades mecânicas.

Figura 5.19 – MEV-FEG do ADI na condição de 300°C por (a) 60min e (b) 120min



(a)

(b)

Fonte: O autor.

5.3.4 Ensaio de Impacto Instrumentado Charpy e fractografia.

Os ensaios de impacto instrumentado foram realizados em temperatura ambiente (20°C) nas amostras de ferro fundido nodular, antes e após tratamento térmico de austêmpera. O ensaio de impacto Charpy permitiu obter o resultado da energia total absorvida para cada amostra de ADI em diferentes condições de tratamento térmico e também do bruto de fundição. Os dados de energia são apresentados na Tabela 5.4.

Tabela 5.4 – Valores de energia Joule (J) obtidos com ensaio de impacto instrumentado Charpy

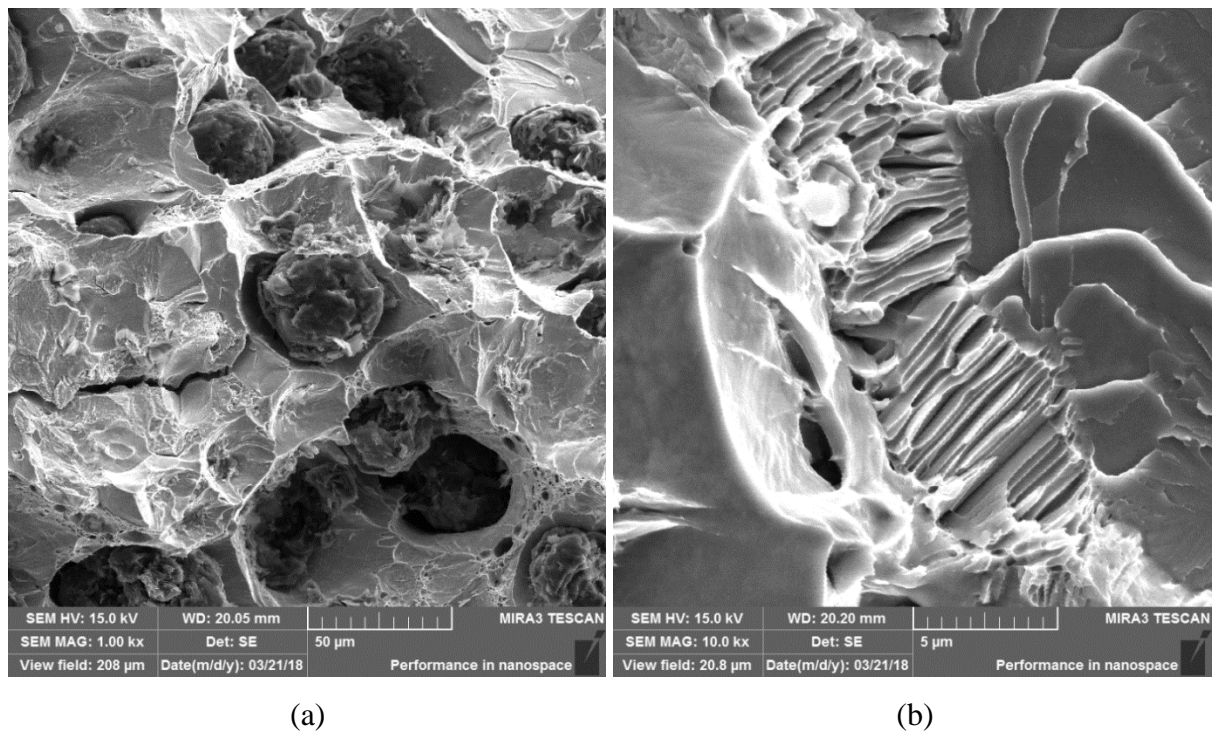
Condição	Energia absorvida (J)
250°C/60min	37±4
250°C/120min	63±3
300°C/60min	89±3
300°C/120min	67±2
Estado Bruto	118±4

Fonte: O autor.

As amostras do ferro fundido nodular sem tratamento térmico tiveram a média de resultados de 118J no ensaio de impacto. Se comparado o bruto de fundição aos resultados

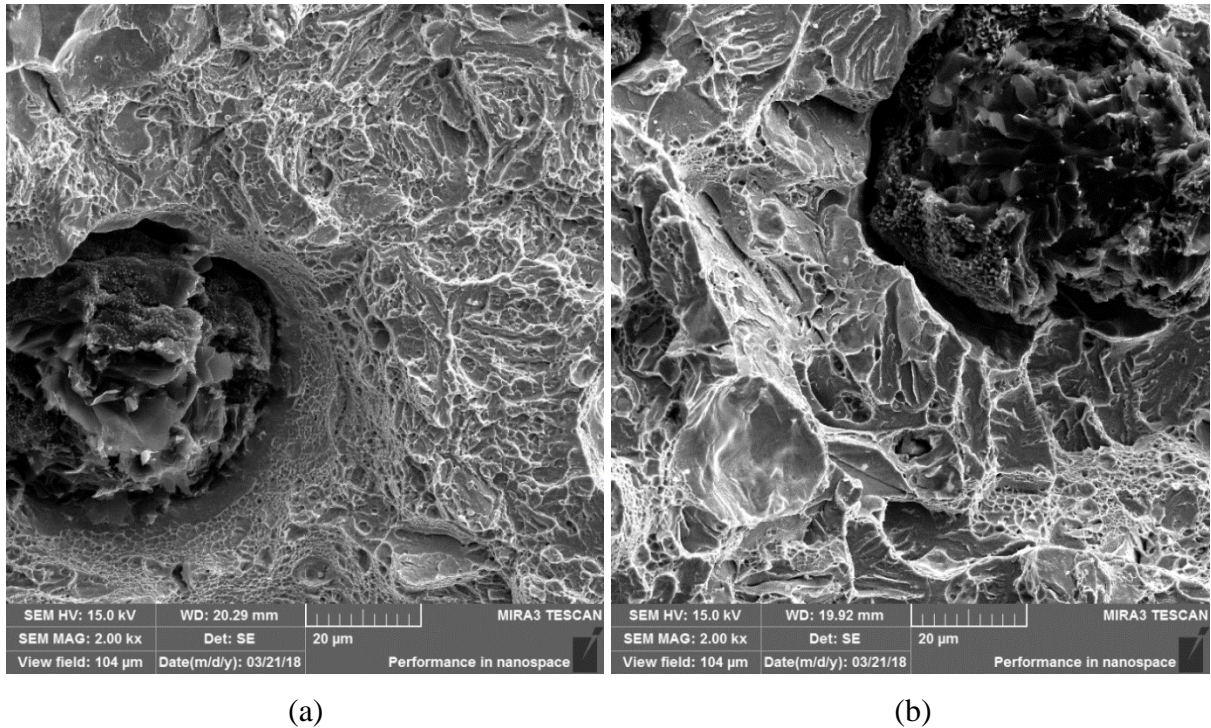
dos corpos de prova ensaiados após tratamento térmico a diferença chega a ser 32% acima do melhor resultado (89J) de ADI, pois contém na microestrutura do nodular convencional a presença das fases ferrita e perlita. A condição da superfície de fratura para as amostras ensaiadas de ferro fundido nodular com e sem tratamento térmico estão nas Figura 5.20a ilustra os nódulos de grafita dispersos na matriz ferrítica perlítica com cadeias de montanhas com cumes alveolares caracterizando a fratura dúctil da amostra, na Figura 5.20b com maior aumento esse efeito se torna nítido aos olhos, no centro da imagem se destaca uma região curiosa que se assemelha a perlita facetada, onde os veios de cementita (Fe_3C) e ferrita (α) foram tensionados até ocorrer à fratura.

Figura 5.20 – MEV-FEG do ferro fundido nodular bruto de fundição como recebido



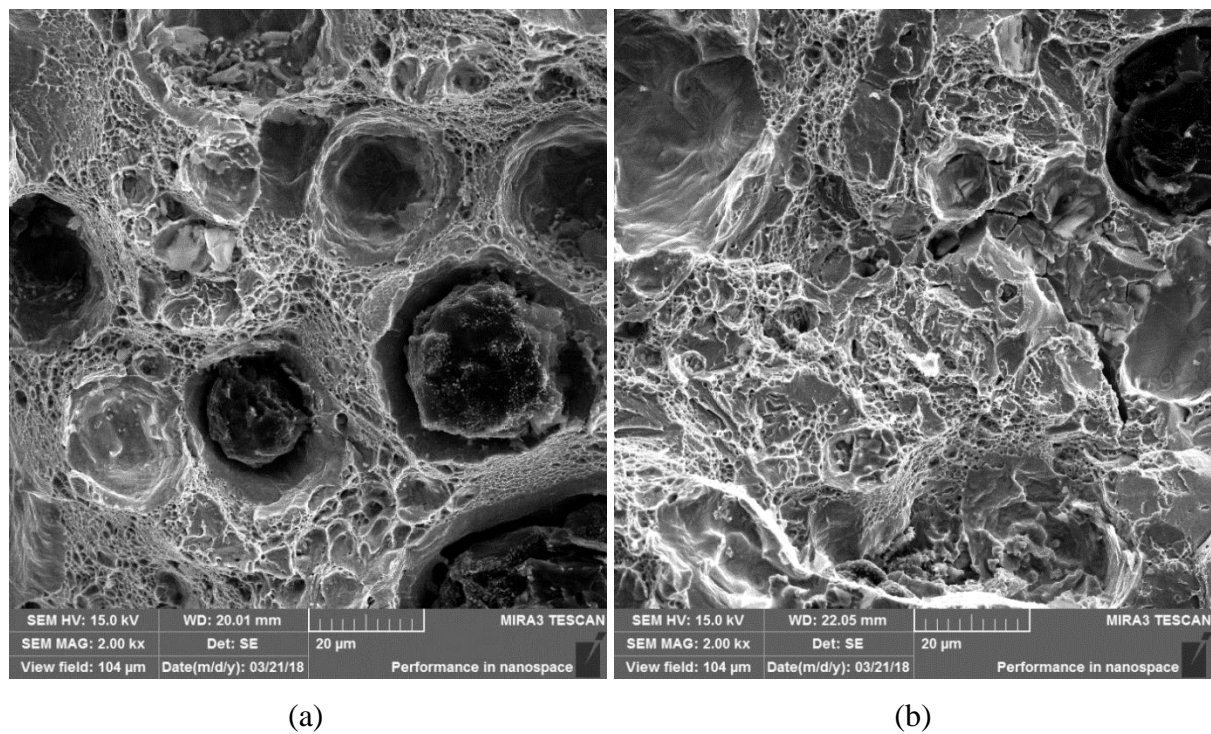
Fonte: O autor.

Figura 5.21 – MEV-FEG do ADI na condição de 250°C por (a) 60min e (b) 120min



Fonte: O autor.

Figura 5.22 – MEV-FEG do ADI na condição de 300°C por (a) 60min e (b) 120min



Fonte: O autor.

Assim como na temperatura de 250°C o tempo de tratamento exerce importante influência na resistência ao impacto, esse aspecto também é observado para os corpos de

prova austemperados por 300°C. Vale lembrar que para todas as condições de tratamento térmico a temperatura de austenitização foi fixada em 900°C, para que apenas a temperatura e o tempo de austêmpera fossem variáveis e objeto de estudo deste trabalho.

A Figura 5.22 a na superfície de fratura de impacto na condição de 300°C/60min representa o quão é violento o choque entre o martelo do equipamento e o corpo de prova Charpy. Onde varias grafitas foram arrancadas de sua posição, deixando apenas crateras na microestrutura. O valor de energia encontrado para esta condição foi de 89J, o melhor resultados das diferentes condições de obtenção do ADI estudadas. No ensaio de DRX pode-se verificar através da curva no espectro que a quantidade de austenita estável formada foi bem maior em fração volumétrica que de ferrita acicular. Na Figura 5.22b com aumento do tempo de austêmpera e equilíbrio na fração volumétrica de ferrita acicular e austenita estável, há no valor de energia de impacto um decaimento para 67J.

5.4 CÁLCULO DA CURVA J_D

Levando-se em consideração todos os resultados expostos desde o inicio desta monografia até aqui, os dados do ferro fundido nodular (material bruto fornecido pela fundição) juntamente com as amostras austemperadas, tem como o objetivo avaliar, por meio das técnicas de análise utilizada na caracterização, os aspectos que favorecem, ou não, um e outro material para cada condição de ensaio mecânico. Portanto, nesta seção são apresentados e discutidos os resultados experimentais das curvas J_D obtidos pelos métodos I e II e seus ajustes com o modelo fractal, feito para cada condição do ferro fundido nodular antes e após obtenção de ADI. Nesta seção também é explicado às considerações a cerca da equação fractal proposta por ALVES (2010, 2011).

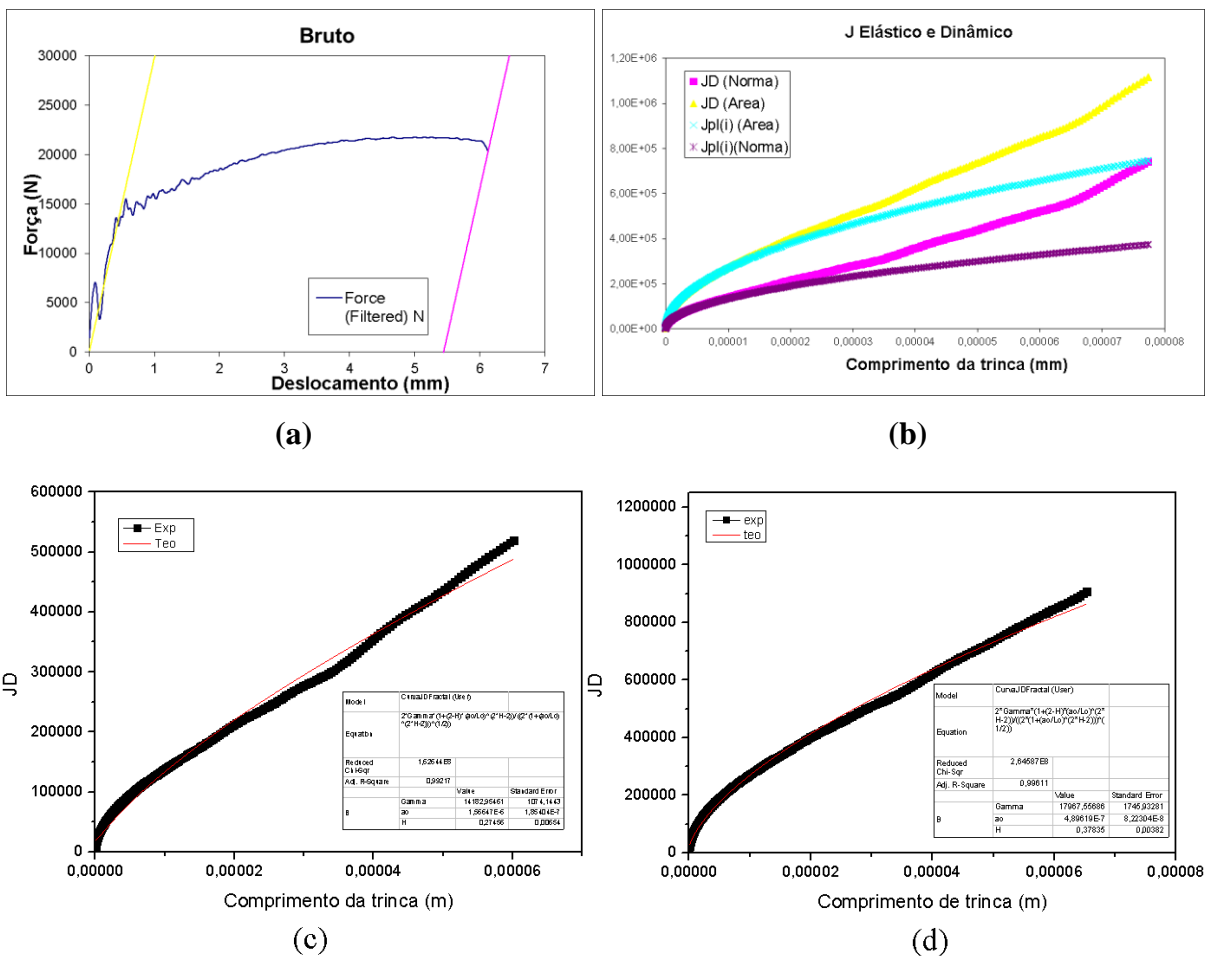
O método I referenciado da norma ASTM E1820-17a (2017) com as contribuições de CHAOUADI (2006), bem como o método II referenciado com as contribuições de ALVES (2010, 2011) foram comparados em termos da sua confiabilidade, nos gráficos que se seguem os tempos de 60 minutos e 120 minutos da temperatura de 250°C e também a de 300°C.

A Figura 5.20a apresenta o gráfico de força por deslocamento do qual foram obtidos os demais gráficos mostrados na mesma figura. As retas paralelas mostradas na Figura 5.20a delineiam a separação entre área elástica e plástica que foram utilizadas nos cálculos conforme a equação (3.388) a (3.43) para o Método I (Norma) e as equações (3.47) a (3.49) para o Método II (Área) obtendo as curvas mostradas na Figura 5.20b respectivamente.

Ainda na Figura 5.20, apresenta-se os ajuste do modelo fractal, conforme a equação (3.34), aos resultados experimentais para os métodos I e II, conforme mostra a Figura 5.20c e Figura 5.20d. Os resultados desse ajuste, mostraram-se em boa concordância com os resultados experimentais apresentados. A partir do ajuste foram obtidos parâmetros fractais que correspondem à natureza do problema e identificam as características do material.

Para o ferro fundido nodular bruto as curvas J_D tiveram o mesmo aspecto para o método I e II, reproduzindo o traçado da curva que influência na fratura, porém separadas por uma diferença sistemática nos seus valores. Os corpos de prova do ferro fundido nodular bruto de fundição apresentam uma fratura do tipo dúctil a julgar pela alta taxa de absorção da energia, conforme mostra a Figura 5.20. Conforme visto pelo resultado do ajuste o valor do expoente Hurst de rugosidade obtido de $H=0,27$ para o método I e de $H=0,38$ também concorda com essa expectativa, onde para o comportamento dúctil, ou seja, o expoente de rugosidade, $H \rightarrow 1(\text{fragil})$ e $H \rightarrow 0(\text{ductil})$.

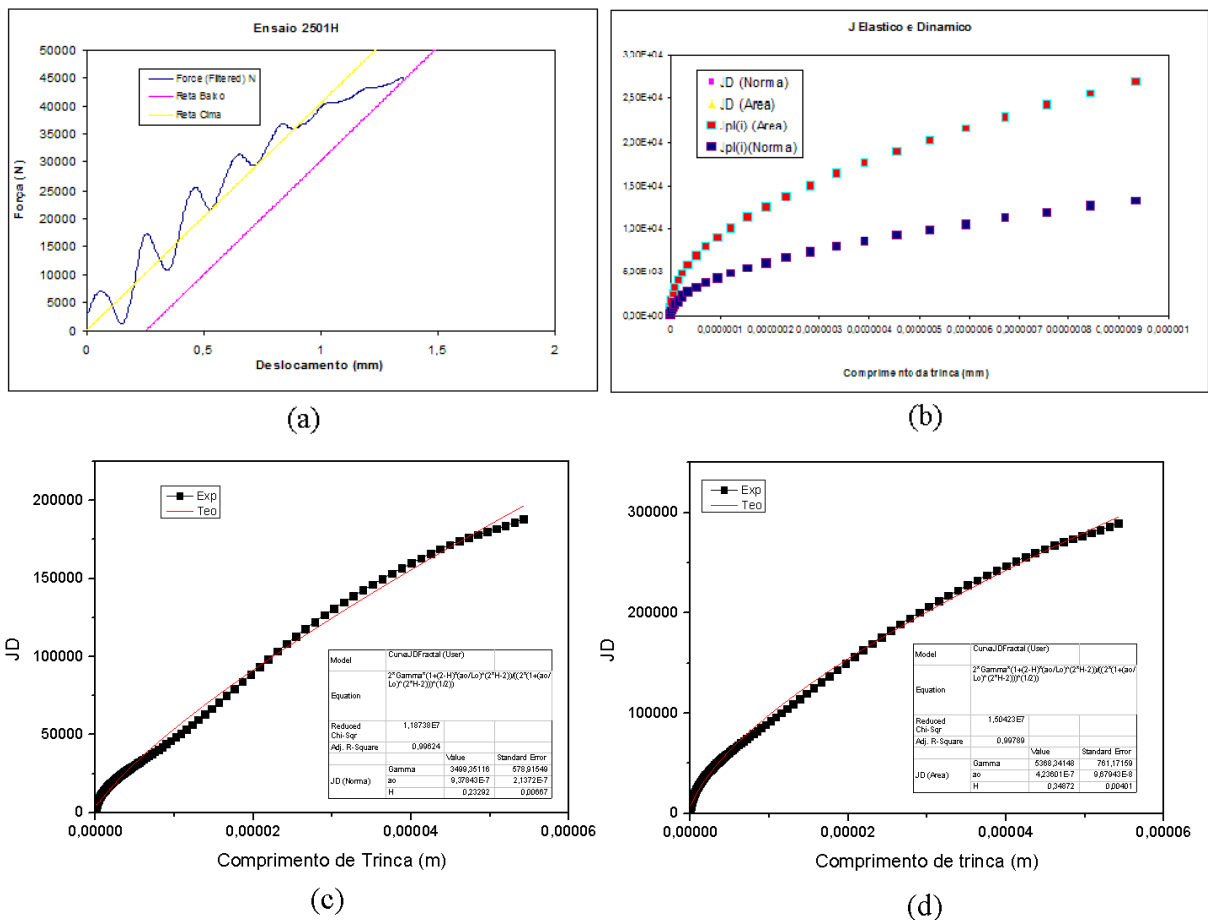
Figura 5.20 – Curvas J_D dos Métodos I e II para o ferro fundido nodular como recebido



Fonte: O autor.

Um parâmetro obtido pelo ajuste do modelo fractal ao gráfico é a energia efetiva específica de superfície ($2\gamma_{eff} = 2\gamma_e + \gamma_p$), retirado da curva J_D , que corresponde ao valor crítico do eixo vertical da curva J_R ($J_C = 2\gamma_e + \gamma_p$). O ferro fundido nodular austemperado possui um valor específico de “energia efetiva” de $(14183 \pm 1074)J$ para o método I e $(17968 \pm 1746)J$ para o método II. Os resultados de energia efetiva, mostrados na Figura 5.20 demonstram que o material é tenaz porque o valor obtido para essa energia efetiva é alto em relação aos materiais mais frágeis. Essa condição é verificada na microestrutura devido à porcentagem maior de ferrita em relação à perlita. Outro parâmetro obtido pelo ajuste é o comprimento mínimo de trinca l_0 . Este parâmetro representa a menor trinca possível sendo característico para cada material (TAYLOR, 2005). O valor de l_0 (metodo I) $\cong (3,7 \pm 1) \times 10^{-8}m$ e l_0 (metodo II) $\cong (4,9 \pm 0,8) \times 10^{-7}m$, obtido, mostra-se coerente com os aspectos observados na microestrutura. .

Figura 5.21 – Curvas J_D dos Métodos I e II para ADI na temperatura de 250°C/60



Fonte: O autor.

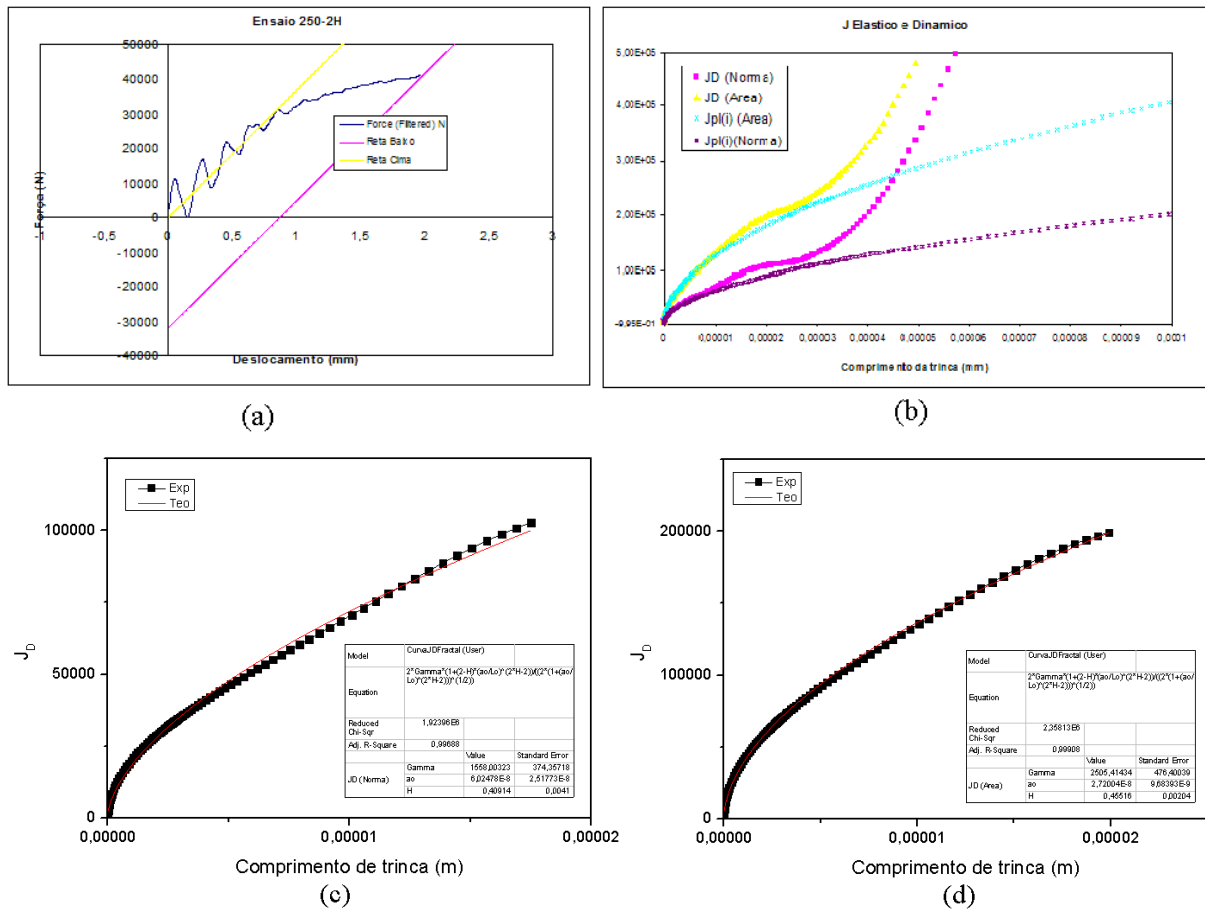
A Figura 5.21a apresenta o gráfico de força por deslocamento do qual foram obtidos as curvas mostradas na Figura 5.21b respectivamente e os demais gráficos mostrados na mesma figura. As retas paralelas mostradas na Figura 5.21a delinea a separação entre área elástica e plástica que foram utilizadas nos cálculos conforme a equação (3.388) a (3.43) para o Método I (Norma) e as equações (3.47) a (3.49) para o Método II (Área) obtendo as curvas mostradas na Figura 5.21b respectivamente.

Ainda na Figura 5.21, apresenta-se os ajuste do modelo fractal, conforme a equação (3.34), aos resultados experimentais para os métodos I e II, conforme mostra a Figura 5.21c e Figura 5.21d. Os resultados desse ajuste mostraram-se em boa concordância com os resultados experimentais apresentados. A partir do ajuste foram obtidos parâmetros fractais que correspondem à natureza do problema e identificam as características do material.

Para o Austemperado a 250°C por 60 minutos as curvas J_D tiveram o mesmo aspecto para o método I e II, reproduzindo o traçado da curva que influência na fratura, porém separadas por uma diferença sistemática nos seus valores. Os corpos de prova do ferro fundido nodular bruto de fundição apresentam uma fratura do tipo dúctil a julgar pela alta taxa de absorção da energia, conforme mostra a Figura 5.21. Conforme vemos pelo resultado do ajuste o valor do expoente Hurst de rugosidade obtido de $H = 0,27$ para o método I e de $H = 0,38$ também concorda com essa expectativa, onde para o comportamento dúctil, ou seja, o expoente de rugosidade, $H \rightarrow 1$ (*fragil*) e $H \rightarrow 0$ (*ductil*).

O ferro fundido nodular austemperado na condição de 250°C/60min possui um valor específico de “energia efetiva” de $(3499 \pm 579)J$ para o método I e $(5368 \pm 761)J$ para o método II. Os resultados de energia efetiva mostrados na Figura 5.21 que o material é tenaz porque o valor obtido para essa energia efetiva é alto em relação aos materiais mais frágeis. Essa condição é verificada na microestrutura devido à porcentagem maior de ferrita em relação à perlita. Outro parâmetro obtido pelo ajuste é o comprimento mínimo de trinca l_0 . Este parâmetro representa a menor trinca possível sendo característico para cada material (TAYLOR, 2005). O valor de l_0 (*metodo I*) $\cong (3,7 \pm 1) \times 10^{-8}m$ e l_0 (*metodo II*) $\cong (4,9 \pm 0,8) \times 10^{-7}m$, obtido, mostra-se coerente com os aspectos observados na microestrutura.

Figura 5.22 – Curvas J_D dos Métodos I e II para ADI na temperatura de 250°C/120min.



Fonte: O autor.

A figura 5.25a apresenta o gráfico de força por deslocamento do qual foram obtidos as curvas mostradas na figura 5.25b respectivamente e os demais gráficos mostrados na mesma figura. As retas paralelas mostradas na figura 5.25a delinea a separação entre área elástica e plástica que foram utilizadas nos cálculos conforme a equação (3.388) a (3.43) para o Método I (Norma) e as equações (3.47) a (3.49) para o Método II (Área) obtendo as curvas mostradas na figura 5.25b respectivamente.

Ainda na figura 5.25, apresenta-se os ajuste do modelo fractal, conforme a equação (3.34), aos resultados experimentais para os métodos I e II, conforme mostra a figura 5.25c e figura 5.25d. Os resultados desse ajuste mostraram-se em boa concordância com os resultados experimentais apresentados. A partir do ajuste foram obtidos parâmetros fractais que correspondem à natureza do problema e identificam as características do material.

Para o Austemperado a 250°C por 120 minutos as curvas J_D tiveram o mesmo aspecto para o método I e II, reproduzindo o traçado da curva que influência na fratura, porém separadas por uma diferença sistemática nos seus valores. Os corpos de prova do ferro fundido nodular bruto de fundição apresentam uma fratura do tipo dúctil a julgar pela alta taxa

de absorção da energia, conforme mostra a figura 5.25. Conforme vemos pelo resultado do ajuste o valor do expoente Hurst de rugosidade obtido de $H = 0,27$ para o método I e de $H = 0,38$ também concorda com essa expectativa, onde para o comportamento dúctil, ou seja, o expoente de rugosidade, $H \rightarrow 1$ (*fragil*) e $H \rightarrow 0$ (*ductil*).

O ferro fundido nodular austemperado a 250°C por 120 minutos possui um valor específico de “energia efetiva” de $(1558 \pm 374)J$ para o método I e $(2505 \pm 476)J$ para o método II. Os resultados de energia efetiva mostrados na figura 5.25 que o material é tenaz porque o valor obtido para essa energia efetiva é alto em relação aos materiais mais frágeis. Essa condição é verificada na microestrutura devido à porcentagem maior de ferrita em relação à perlita. Outro parâmetro obtido pelo ajuste é o comprimento mínimo de trinca l_0 . Este parâmetro representa a menor trinca possível sendo característico para cada material (TAYLOR, 2005). O valor de l_0 (*metodo I*) $\cong (3,7 \pm 1) \times 10^{-8}m$ e l_0 (*metodo II*) $\cong (4,9 \pm 0,8) \times 10^{-7}m$, obtido, mostra-se coerente com os aspectos observados na microestrutura.

A fim de comparar os métodos I e II, a saber, da sua confiabilidade foram alocados, os tempos de 60 minutos e 120 minutos da temperatura de 250°C mostrados nos gráficos da figura 5.24 e da figura 5.25 respectivamente, também a temperatura de 300°C esta última plotada na figura 5.26 e Figura 5.27. A comparação do método I referenciado da norma ASTM E1820-17a (2017) com as contribuições de CHAOUADI (2006), com o método II e a equação para a trinca rugosa proposta por ALVES (2010, 2011). Verificou-se pelo traçado das curvas J_D , que os dois métodos satisfazem as equações para a integral J, por mais que uma curva não se sobrepôs a outra, como esperado, houve apenas uma diferença de escala, ou seja, as curvas vão sendo tracejadas uma acima da outra. Contudo ainda é cedo para dizer qual apresenta delas esta equivocada ou até mesmo se podemos usar este termo, pois elas podem estar revelando propriedades bem particulares da mecânica da fratura fractal.

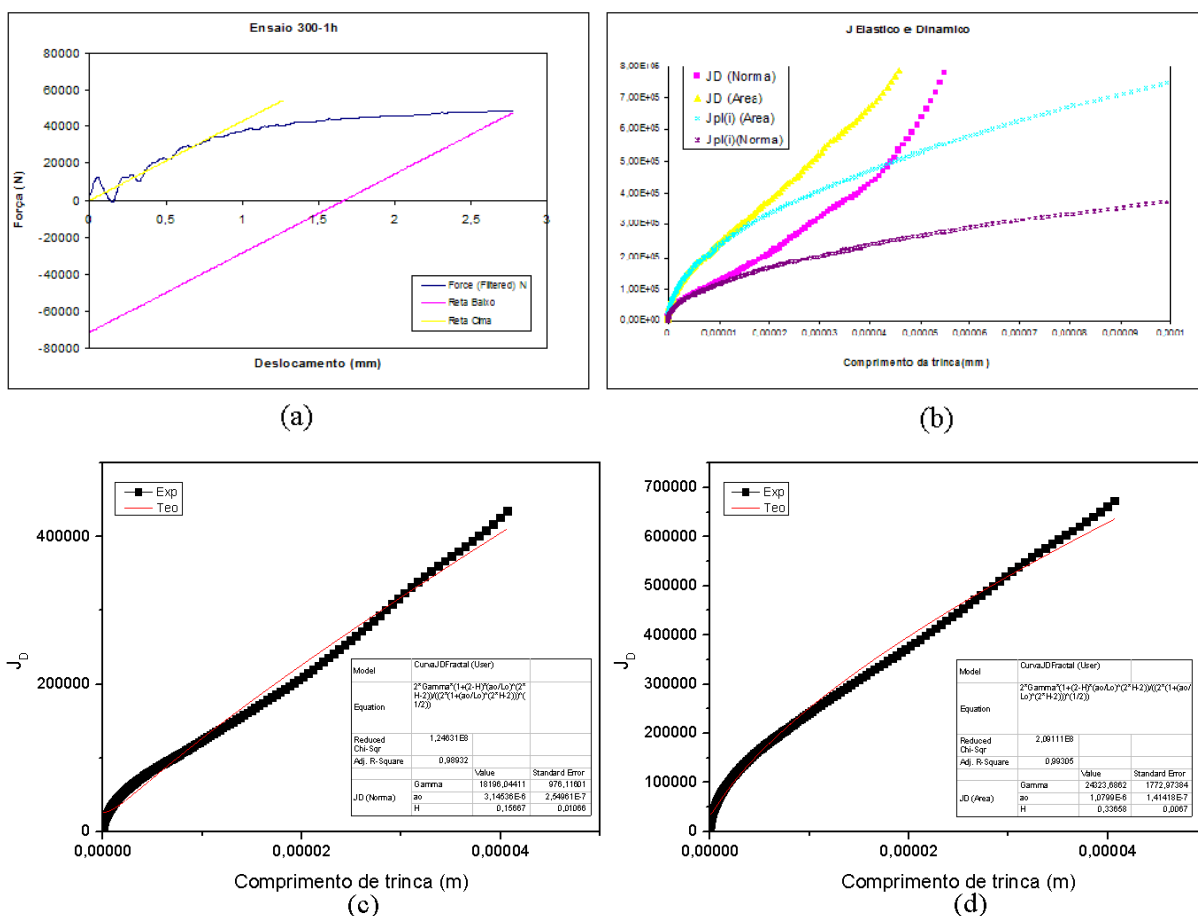
É possível dizer que até este ponto as equações utilizadas podem ser usadas para o fim que foram feitas, a julgar pelos gráficos de energia obtidos. Em termos de energia absorvida no impacto até o início da trinca o método II revela que as amostras conseguem resistir por um maior período se comparado ao método I, essa condição pode ser observada pela inclinação das curvas, se acompanharmos pelo gráfico no início do ensaio a energia absorvida pelo corpo de prova, devido à propagação da trinca, constata-se que para o método II o corpo de prova se apresenta com menor resistência ao impacto.

É possível aproveitar o mesmo gráfico de comparação entre os métodos I e II para relacionar a influência nos tempos de tratamento térmico, visto que na temperatura de 250°C a

formação da ferrita acicular no tempo de 60 min reduz a capacidade de absorver energia no ensaio de impacto instrumentado Charpy. O inverso para o mesmo tempo de 60min é verificada na temperatura de 300°C, já que a austenita formada em excesso causa a maior absorção da energia, resistindo mais aos efeitos da propagação da trinca.

A Figura 5.26a apresenta o gráfico de força por deslocamento do qual foram obtidos os demais gráficos mostrados na mesma figura. As retas paralelas mostradas na Figura 5.26^a delinea a separação entre área elástica e plástica que foram utilizadas nos cálculos conforme a equação (3.388) a (3.43) para o Método I (Norma) e as equações (3.47) a (3.49) para o Método II (Área) obtendo as curvas mostradas na Figura 5.26b respectivamente. Mais uma vez as retas paralelas mostradas na Figura 5.26a delinea a separação entre área elástica e plástica que foram utilizadas nos cálculos conforme a equação (3.35) a (3.40) para o Método I (Norma) e as equações (3.47) a (3.49) para o Método II (Área) obtendo.

Figura 5.23 – Curvas J_D dos Métodos I e II para ADI na temperatura de 300°C/60



Fonte: O autor.

Para o Austemperado a 300°C por 60 minutos as curvas J_D tiveram o mesmo aspecto para o método I e II, reproduzindo o traçado da curva que influência na fratura, porém

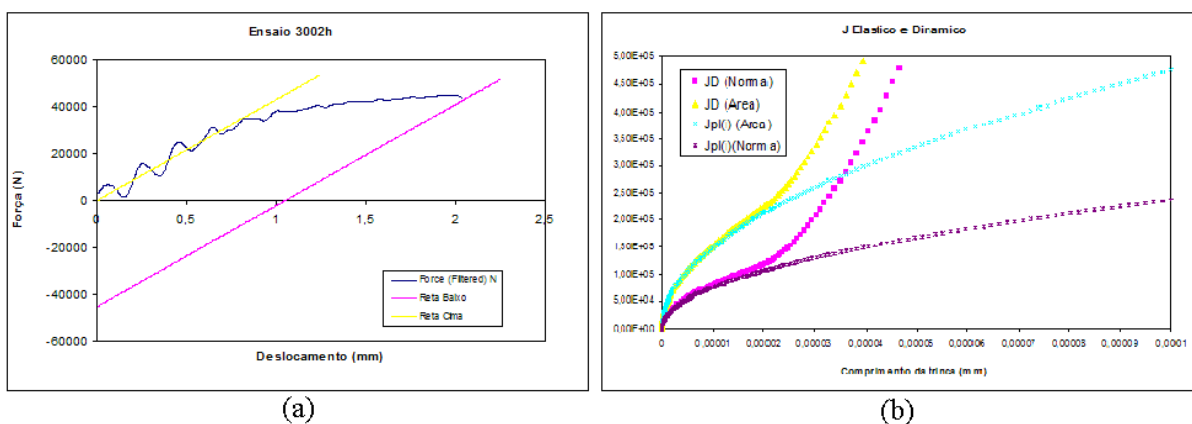
separadas por uma diferença sistemática nos seus valores. Os corpos de prova do ferro fundido nodular bruto de fundição apresentam uma fratura do tipo dúctil a julgar pela alta taxa de absorção da energia, conforme mostra a

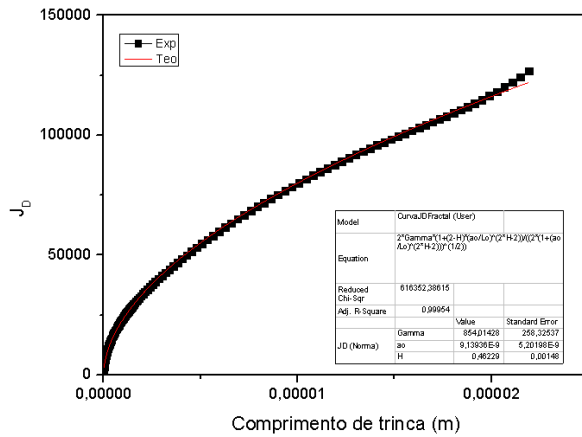
Figura 5.23. Conforme vemos pelo resultado do ajuste o valor do expoente Hurst de rugosidade obtido de $H = 0,27$ para o método I e de $H = 0,38$ também concorda com essa expectativa, onde para o comportamento dúctil, ou seja, o expoente de rugosidade, $H \rightarrow 1$ (*fragil*) e $H \rightarrow 0$ (*ductil*).

O ferro fundido nodular austemperado a 300°C por 60 minutos possui um valor específico de “energia efetiva” para o método I $(18196 \pm 976) J$ e $(2434 \pm 1773) J$ para o método II. Os resultados de energia, efetiva mostrados na Figura 5.26 revelam que o material é tenaz porque o valor obtido para essa energia efetiva é alto em relação aos materiais mais frágeis. Essa condição é verificada na microestrutura devido à porcentagem maior de ferrita em relação à perlita. Outro parâmetro obtido pelo ajuste é o comprimento mínimo de trinca l_0 . Este parâmetro representa a menor trinca possível sendo característico para cada material (TAYLOR, 2005). O valor de l_0 (*metodo I*) $\cong (3,7 \pm 1) \times 10^{-8} m$ e l_0 (*metodo II*) $\cong (4,9 \pm 0,8) \times 10^{-7} m$, obtido, mostra-se coerente com os aspectos observados na microestrutura.

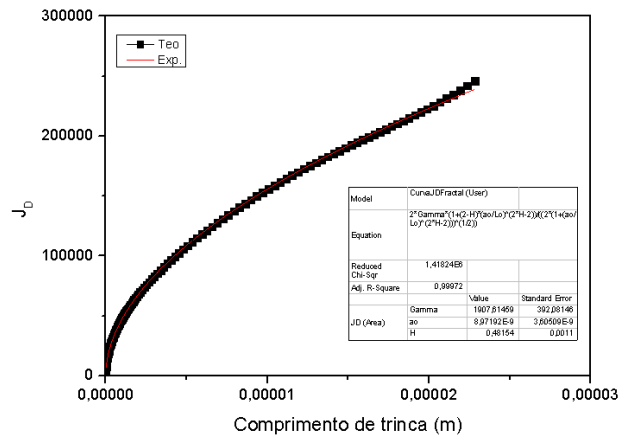
A Figura 5.24a apresenta o gráfico de força por deslocamento do qual foram obtidos as curvas mostradas na Figura 5.24b respectivamente e os demais gráficos mostrados na mesma figura.

Figura 5.24 – Curvas J_D dos Métodos I e II para ADI na temperatura de $300^{\circ}\text{C}/120\text{min}$





(c)



(d)

Fonte: O autor.

Para o Austemperado a 300°C por 120 minutos as curvas J_D tiveram o mesmo aspecto para o método I e II, reproduzindo o traçado da curva que influência na fratura, porém separadas por uma diferença sistemática nos seus valores. Os corpos de prova do ferro fundido nodular bruto de fundição apresentam uma fratura do tipo dúctil a julgar pela alta taxa de absorção da energia, conforme mostra a Figura 5.24. Conforme vemos pelo resultado do ajuste o valor do expoente Hurst de rugosidade obtido de $H = 0,27$ para o método I e de $H = 0,38$ também concorda com essa expectativa, onde para o comportamento dúctil, ou seja, o expoente de rugosidade, $H \rightarrow 1$ (*fragil*) e $H \rightarrow 0$ (*ductil*).

O ferro fundido nodular austemperado a 300°C por 120 minutos possuem um valor específico de “energia efetiva” de $(854 \pm 258) J$ para o método I e $(1908 \pm 392) J$ para o método II. Os resultados de energia efetiva mostrados na Figura 5.24 mostram que o material é tenaz porque o valor obtido para essa energia efetiva é alto em relação aos materiais mais frágeis. Essa condição é verificada na microestrutura devido à porcentagem maior de ferrita em relação à perlita. Outro parâmetro obtido pelo ajuste é o comprimento mínimo de trinca l_0 . Este parâmetro representa a menor trinca possível sendo característico para cada material (TAYLOR, 2005). O valor de l_0 (*metodo I*) $\cong (3,7 \pm 1) \times 10^{-8} m$ e l_0 (*metodo II*) $\cong (4,9 \pm 0,8) \times 10^{-7} m$, obtido, mostra-se coerente com os aspectos observados na microestrutura.

A comparação dos dois métodos permitiu verificar pelo traçado das curvas J_D , tanto para um e outro método que eles satisfazem a definição de integral J mostrada na equação (3.28) em comparação com as equações (3.388) a (3.43) para o Método I (Norma) e as equações (3.47) a (3.49) para o Método II (Área), porém foi verificado que apesar de uma não se sobrepor a outra, como esperado, houve apenas uma diferença de escala, ou seja, as curvas vão sendo tracejadas uma paralelamente a outra. Contudo, ainda é cedo para dizer qual

apresenta delas esta equivocada ou até mesmo se podemos usar este termo, pois elas podem estar revelando propriedades bem particulares da mecânica da fratura fractal.

Os parâmetros fractais retirados da curva J_D , são apresentados na tabela 5.6, estes auxiliam na compreensão de quão importante é esta avaliação do ponto de vista fractal da fratura, e que através dela é possível obter, por exemplo, o tamanho mínimo de trinca para a fratura do componente representada na tabela com o símbolo medida em metros. Outro valor que pode ser retirado é o expoente de rugosidade H , este diz respeito à fratura dúctil ou frágil. Ao se ter conhecimento desses fatores pode-se analisar cada amostra de ADI pelo ponto de vista fractal.

Esta visão do ponto de vista fractal da fratura é unicamente determinada pelo processo de crescimento da trinca, pois esta sofre influência do expoente H , da energia de superfície específica $2\gamma_e + \gamma_p$ e do tamanho mínimo da trinca l_0 . Primeiramente o bruto de fundição apresenta valores de que divergem pouco entre o método I e o II da curva J_D com valores de tenacidade a fratura que supera a maioria dos ADI. O corpo de provas que apresentou maior tenacidade à fratura foi à amostra de 300°C/60min com o melhor resultado de com valor igual a 1,48E+09 pelo método I. A amostra com valores mais baixos de tenacidade a fratura foi a de 250°C/60min calculado com auxílio do método I. A equação da tenacidade à fratura leva em conta cada termo fractal no seu cálculo, e é essa mesma a ideia de que as propriedades devem ser lidas com o cuidado de considerar os três parâmetros como se fossem apenas um. Esta influência de um em outro e de destes na trinca da fratura explica fenômenos que ainda se encontram sem solução.

Tabela 5.5 – Parâmetros fractais da curva J_D

Condição		Parâmetros fractais			Tenacidade Fractal(J/mm ^H)
		$2\gamma_e + \gamma_p$ (J)	l_0 (m)	H	$(2\gamma_e + \gamma_p)(2-H)l_0^{H-1}$ (J/mm ^H)
Bruto	I	14183±1074	(1,6±0,2)E-6	0,274±0,006	4,01E+08
	II	17968±1746	(5±1)E-7	0,378±0,004	2,45E+08
250°C/60min	I	3499±579	(9±2)E-7	0,233±0,007	2,60E+08
	II	5368±761	(4±1)E-7	0,349±0,004	1,25E+08
250°C/120min	I	1558±374	(6±2)E-8	0,409±0,004	4,58E+07
	II	2505±476	(3±1)E-8	0,455±0,002	5,14E+07
300°C/60min	I	18196±976	(3,1±0,2)E-6	0,156±0,011	1,48E+09
	II	24324±1773	(1,1±0,1)E-6	0,336±0,007	3,71E+08
300°C/120min	I	854±258	(9±5)E-9	0,462±0,001	2,78E+07

	II	1908±392	(9±4)E-9	0,481±0,001	4,35E+07
--	----	----------	----------	-------------	----------

Fonte: O autor.

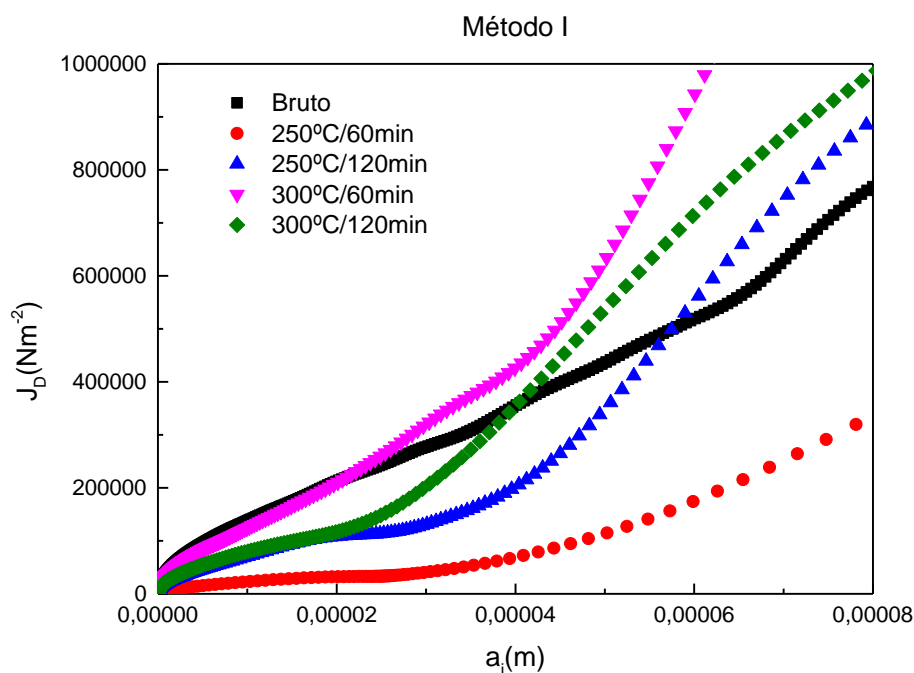
Os gráficos obtidos da integral J_D , para cada temperatura são apresentados na Figura 5.25 que compara as duas temperaturas utilizadas de 250°C e 300°C e os tempos em que as amostras permaneceram no banho de austêmpera que foi de 60 e 120 minutos. Vale lembrar que se manteve constante a temperatura de austenitização (900°C/60min), para saber a real influência do processo de austêmpera na microestrutura do ADI.

As curvas J_D obtidas após os cálculos, contido no Método I utilizando os dados de força e deslocamento do ensaio de impacto instrumentado Charpy. Os resultados para cada uma das condições do ferro fundido nodular foram colocados em gráfico na Figura 5.25. O início das curvas representam a condição elástica da fratura para as diferentes formas de ADI obtidas no tratamento térmico e também para o material como recebido. O corpo de prova de 250°C/60min foi a que apresentou uma característica diferente das demais, pois apresentou baixo ângulo de crescimento, isso significa que essa condição apresenta fratura frágil. O que comprova as condições já vistas nos ensaios mecânicos de tração e na baixa energia de impacto.

O corpo de prova de ADI obtido na temperatura de 300°C tratado por 60min sua curva J_D , foi a que apresentou elevada resistência à fratura. É possível verificar que a sua energia elástica se assemelha ao do ferro fundido nodular como recebido. Há uma mudança nas curvas do bruto e do tratado por 300/60min à medida que a J_D caminha para a região plástica do material. Semelhante fenômeno é observado para as amostras tratadas a 250°C e 300°C ambas por 120min, é como se as duas curvas na região elástica fossem uma só e ao adentrar no campo plástico se ramificassem. Nestas duas amostras foi observado que o teor de fração volumétrica de ferrita acicular e austenita estável teve valores muito próximos.

É possível dizer até este ponto que as equações de curva J-R utilizadas pelos Métodos I e II podem ser usadas para o fim a que se destinam, a julgar pela sua compatibilidade mútua. Em termos de energia absorvida no impacto no início da trinca o se observarmos os gráficos no início do ensaio, a energia absorvida pelo corpo de prova, devido à propagação da trinca para o método II revela que as amostras possuem valor maior de resistência ao impacto se comparado ao método I, essa condição pode ser observada pela inclinação das curvas.

Figura 5.25 – Curvas J_D do Método I para as temperaturas de 250°C/60 e 120min e 300°C/60 e 120min e do ferro fundido nodular austemperado



Fonte: O autor.

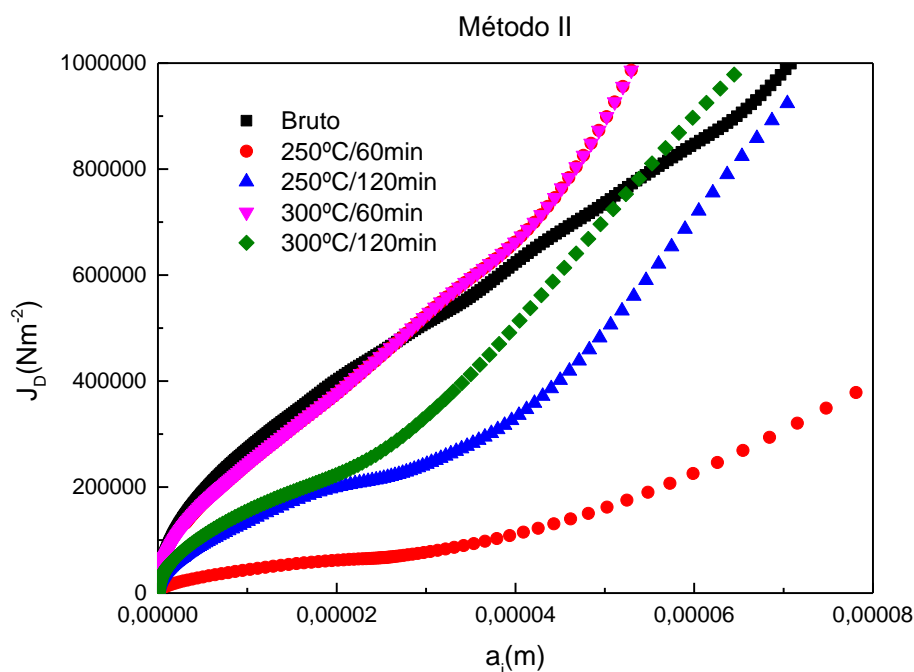
É possível aproveitar o mesmo gráfico de comparação entre os métodos I e II para relacionar a influência nos tempos de tratamento térmico, visto que na temperatura de 250°C a formação da ferrita acicular no tempo de 60 min reduz a capacidade de absorver energia no ensaio de impacto instrumentado Charpy. O inverso para o mesmo tempo de 60min é verificada na temperatura de 300°C, já que a austenita formada em excesso causa a maior absorção da energia, resistindo mais aos efeitos da propagação da trinca.

O Método II foi testado para o ferro fundido nodular antes e após obtenção do ADI, cada curva no início apresenta a região elástica observe no gráfico da Figura 5.25 que antes de ocorrer o início da fratura o material apresenta níveis de energia parecidos para as amostra de 300°C e do bruto, bem como a de 250°C/120min juntamente com a 300°C/120min isto pode estar intimamente ligado à microestrutura devido à fração volumétrica formada das fases presentes no ADI. Uma observação pode ser feita para a sobreposição das curvas do ADI e do bruto já citadas, que a amostra de ADI inicia antes a trinca, devido seu repentino desvio ascendente da curva, enquanto que o bruto se mantém por certo período antes de iniciar a fratura. Essa observação leva a entender que o bruto possui maior resistência ao início da trinca em situações de impacto. Esta mudança na trajetória do início das curvas pode ser interpretado como sendo a energia necessária para vencer a região elástica do material e

entrar na área plástica, a qual já é irreversível no ponto de vista de recuperação da morfologia do corpo de prova.

Percorrendo toda a extensão da curva J_D dos corpos de prova ensaiados em impacto instrumentado Charpy, foi observado que há varias mudanças na trajetória do ensaio, o que significa que o crescimento e propagação da trinca encontra algum tipo de impedimento, e em outras situações regiões na microestrutura que facilita seu caminhar entre os defeitos e as grafitas do ferro fundido. Fica fácil a observação e comparação através do gráfico da Figura 5.26 as observações e discussões acerca da influência da condição microestrutura das amostras e o inicio da trinca, e até mesmo as regiões que esta teve facilidade ou não para percorrer o interior do corpo de prova.

Figura 5.26 – Curvas J_D do Método II para as temperaturas de 250°C/60 e 120min e 300°C/60 e 120min e do ferro fundido nodular austemperado



Fonte: O autor.

O abaixamento na inclinação da curva J_D representa que a fratura esta tendendo a fratura frágil, em situações em que a fratura atravessa regiões fragilizadas na matriz ferrítica-austenítica, por exemplo, áreas de segregação em contornos austeníticos onde são formados muitos dos carbeto de solidificação, na curva há um abaixamento de energia fazendo com que a curva aumente seu ângulo de inclinação. Se pensarmos pela qual fase que mais influência na resistência mecânica ao impacto, observado na curva J_D pode se dizer que em

amostras com maior fração volumétrica de austenita (300°C/60min), foram encontradas as melhores curvas de resistência à fratura. Já para as condições em que a ferrita acicular se apresentou em maior teor volumétrico na matriz, houve baixa resistência à formação da trinca.

O final das curvas na Figura 5.25 e Figura 5.26 recebem a influência do termo elástico que se sobrepõe ao termo plástico, para o final da trinca devido ao efeito de borda da função de forma $f(a/W)$. Essa observação foi feita quando se plotou as curvas levando-se em conta apenas o termo plástico. Nesta situação as curvas são muito semelhantes.

6 CONCLUSÃO

Do trabalho desenvolvido podemos obter as seguintes conclusões:

i) O ADI tratado a 300°C por 60 minutos foi o material que apresentou as melhores condições de resistência mecânica a tração e ao impacto, superando o material bruto de fundição na tenacidade a fratura, calculada pelos parâmetros fractais da curva J_D . Este ferro fundido nodular austemperado é comparado ao da classe de alta resistência de ADI.

ii) Com análise por DRX foi possível verificar que o ADI-300°C/60min ocorreu à formação de maior fração volumétrica de austenita estável em comparação com a ferrita acicular. Os resultados de comprimento de trinca, l_0 , apresentaram valores em torno de 0,0011 milímetros.

iii) O método de CHAOUADI (2006) para o cálculo do comprimento da trinca em ensaio de impacto mostrou-se viável.

iv) Os métodos I e II de obtenção da curva J_D se revelaram propícios para o cálculo da curva J-D apenas comum desvio sistemático entre as duas curvas. O que instiga é uma curva ter se deslocado em relação à outra, todavia o que se esperaria era a sobreposição de ambos os métodos que será verificado com trabalhos futuros.

v) Observou-se que existe exatidão, e não houve precisão entre os dois métodos estudados.

vi) A análise fractal da fratura ao impacto instrumentado Charpy, foi outro ponto estudado e que revelou a íntima relação entre os parâmetros fractais de tamanho de trinca, energia de superfície específica e a influência do expoente H estão ligados ao crescimento e propagação de uma trinca.

vii) Os parâmetros fractais retrataram quantitativamente os aspectos microestruturais de plasticidade e tenacidade observados nos materiais em estudo.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Analisar o efeito das diferenças observado nas curvas-J pelos dois métodos.
- Modelar a influência da velocidade da trinca na curva JD para se obter um ajuste mais preciso para a parte final das curvas explicando assim a influência do termo elástico sobre o termo plástico.
- Comparar os resultados de curva JD com outros materiais.
- Embora a norma ASTM E1820-17a (2017) defina um método para se obter J_C seria interessante desenvolver um método fractal mais preciso para se obter essa mesma quantidade para fins de comparação com o método da norma ($J_C = 2\gamma_e + \gamma_p$).

8 REFERÊNCIAS

ALVES, L.M. **Modelagem e Simulação do Campo Contínuo com Irregularidades: Aplicações em Mecânica da Fratura com Rugosidade**. 2011. Tese (Doutorado em Ciências), Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2011.

ALVES, L.M.; DA SILVA, R.V.; DE LACERDA, L.A. **Fractal Modeling of the J-R Curve and the Influence of the Rugged Crack Growth on the Stable Elastic-Plastic Fracture Mechanics**, Engineering Fracture Mechanics, 77, Pp. 2451-2466, 2010.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A8/E8M – 16a: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**. ASTM, 2016.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E18 – 14: Standard Terminology Relating to Iron Castings**. ASTM, 2014.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E23 – 16b: Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials**. ASTM, 2016.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E92 – 16: Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials**. ASTM, 2014.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A644 – 14: Standard Terminology Relating to Iron Castings**. ASTM, 2014.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A897/A897M – 16: Standard Specification for Austempered Ductile Iron Castings**. ASTM, 2016.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E1737-96: “Standard Test Method for J-integral characterization of fracture toughness”**, Designation ASTM E1737-96, pp.1-24, 1996.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E1820 – 18: Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness**. ASTM, 2018.

ATKINS, A. G. & Mai, Y-M. **Elastic and Plastic Fracture**. Ellis Horwood, Chichester, 1985.

ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics, Fundamental and Applications**, (Chapter 4, Section 4.1.2, Equations (4.14), (4.19) and (4.20), P. 215-218, 2nd Edition, Crc Press, 1995.

ANDREWS, K.W. **Iron Steel inst.** Vol.203, p. 721-727, 1965.

BARENBLATT, G.I. **The mathematical theory of equilibrium cracks in brittle fracture**, Advances in Applied Mechanics, **7**, p.55-129, 1962.

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

BHADESHIA, H.K., EDMONDS, D.V. The mechanism of bainite formation in steels. **Acta Metallurgica**, v. 28, n. 8, p. 1265-1273, 1980.

BONETI, L.L.T. **Influência Dos Parâmetros de Tratamento Térmico de Austêmpera na Microestrutura e Propriedades de Tração de um Ferro Fundido Nodular**. 2014. V. 01. Dissertação (Mestrado) – Setor de Ciências Agrárias e de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, Universidade Estadual de Ponta Grossa, Paraná, 2014.

BONETI, L.L.T.; HUPALO, M.F.; VIROBI, S.J.; ROSÁRIO, A.M. **Influence of casting heterogeneities on microstructure and mechanical properties of austempered ductile iron (ADI)**. Revista Matéria, v.22, n.03, 2017.

CARMO, D.J.; MELO G.H.T. **Correlação entre a microestrutura e propriedades mecânicas do ferro fundido com grafita esferoidal**. Itaúna: SENAI/CETEF, 36p. - 1992.

CHAN, Y.Y.; LIU, C.C.; HOOMAN, S.; RYOHEI N. **Ameliorated Austenite Carbon Content Control in Austempered Ductile Irons by Support Vector Regression**. Hindawi Publishing Corporation. Mathematical Problems in Engineering. Volume 2013, Article ID 362601, p. 9, 2013.

CHAOUADI, R; PUZZOLANTE, J.L. **Crack resistance determination from the charpy impact test**. SCK•CEN Boeretang, 200, 2400 Mol, Belgium, 2006.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos**. 7 Ed. Associação Brasileira de Metais, 2002.

DARWISH N.; ELLIOTT R. **Austempering of low manganese ductile iron, part II influence of austenitising temperature.** Materials Science and Technology, vol. 9, pp. 586–602, 1993.

DELIA, M; ALAALAM, M; GRECH, M. **Effect of Austenitizing Conditions on the Impact Properties of an Alloyed Austempered Ductile Iron of Initially Ferritic Matrix Structure.** Asm international. V.7, n.2, p.265-272, april 1998.

DIETER, G.E. **Metalurgia mecânica.** 2. Ed. Rio de Janeiro: Guanabara dois, 1981.

DUCTILE IRON SOCIETY. **Ductile iron data for design engineers.** 2018.

ELLIOTT, R. **Cast iron technology.** London: Butterworths, 1988. 244p. il.

ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS – USP, **Grupo Transformação de Fases em Materiais.** Departamento de Materiais, 2018.

EWALDS, H. L.; WANHILL R. J. H. **Fracture Mechanics,** Delftse Uitgevers Maatschappij Third Edition, Netherlands 1986, (Co-Publication of Edward Arnold Publishers, London 1993).

FULLER, A.G. **Prospects for ADI.** In: Congresso Nacional de Fundição, 1993, São Paulo. Anais... São Paulo: ABIFA, 1993. p.1-18.

FUOCO, R.; CORRÊA, E.R.; CAVALCANTE, A.H.; SANTOS, E.H. **Determinação do grau de nucleação de ferros fundidos cinzentos via análise térmica.** Conaf – São Paulo – Setembro 2003.

GOLDENSTEIN, H. **Cinética global e morfologia da decomposição da austenita em uma liga Fe-Cr-C hipoeutetóide.** Tese (livre docência). SP. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 1999.

GOLDENSTEIN, H. **Bainita em aços.** In: **Aços: perspectivas para os próximos 10 anos.** Rio de Janeiro: Rede Aços, novembro 2002.

GOUNÉ, M.; BOUAZIZ, O.; ALLAIN, S.; ZHU, K.; TAKAHASHI, M. **Kinetics of Bainite Transformation in Heterogeneous Microstructures**. Materials letters. V.67, p.187-189, September 2011.

GRIFFITH, A. A., **The phenomena of rupture and flow in solids**, Phil. Trans. R. Soc. London (Mechanical Engineering) A221 , p. 163-198, 1920.

GUESSER, W.L. **Propriedades Mecânicas dos ferros fundidos**, blucher, São Paulo, 2009.

GURNEY, C.; Hunt, J. **Quasi-static crack propagation**, Proc. Royal Soc. London, Series-A, Mathematical and Physical Sciences, vol. 299, n.1459, 25 July 1967.

HARDING, R.A. **Opening up the Market for ADI**. The Foundryman: Birmingham: IBF, v. 4, p. 197-208, jun. 1993.

HAYRYNEN, K.L. **The Production of Austempered Ductile iron (ADI)**, 2002, world conference on ADI.

HÜBNER, H. and JILLEK W. **Subcritical crack extension and crack resistance in polycrystalline alumina**, J. Mater. Sci., vol. 12, n. 1, p. 117-125, 1977.

INGLIS, C. E. **Stressess in a plate due to the presence of cracks and sharp corners**, Transactions of the Royal Intitution of Naval Architects, v. 60, p. 219-241, 1913.

IRWIN, G. R., **Fracture Dynamics**, Fracturing of Metals, American Society for Metals, Cleveland, pp. 147-166, 1948.

IRWIN, G. R., **Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate**, Journal of Applied Mechanics, vol. 24, p. 361-364, 1957.

KALTHOFF, J. F. **Characterization of the Dynamic Failure Behavior of a Glass-Fiber/Vinyl-Ester at Different Temperatures by Means of Instrumented Charpy Impact Testing**, Composites: Part B, v. 35, pp. 657-663, 2004.

KANNINEN, M.F.; POPELAR, C.H., **Advanced fracture mechanics**, THE OXFORD ENGINEERING SCIENCE SERIES 15, Editors: A. ACRIVOS, et al. Oxford University Press, New York, CLAREDON PRESS, Oxford, 1985.

KEOUGH, J.R. **The Development, Processing and Application of Austempered Ductile Iron.** In: World Conference on Austempered Ductile Iron, Chicago. Anais Des Plaines: AFS, v.2, p.638-659, 1991.

KOBAYASHI, T. **Progress in the Instrumented Charpy Impact Test,** Materials Science Research International, v.8, n. 3, pp. 141-150, 2002.

KOVACS, B.V. **Austempered Ductile Iron, Fact and Function. Modern Casting.** Des Plaines, v.80, n.3, p.38-41, mar.1990.

KUNG C.Y. AND RAYMENT J.J. **Metall. Trans. A,** vol. 13A, pp. 328-31, 1982.

LAIRD II G.; POWELL G.L.F. **Solidification and Solid-State Transformation Mechanisms in Si Alloyed High-Chromium White Cast Irons.** Metallurgical Transactions A. volume 24A, 981 APRIL 1993.

LAWN, Brian; **Fracture of brittle solids,** 2a. Edition, Cambridge Solid State Science Series, Editors: E. A. Davis and I. M. Ward FRS, Cambridge University Press, 1993.

LIN, C.K.; LAI, P.K.; SHIH, T.S. **Influence of microstructure on the fatigue properties of austempered ductile iron – I. High-cycle fatigue.** International Journal of Fatigue, v.18 (5), p. 297-306, 1996.

LUCENA, S.E. **Charpy impact test machine instrumentation using a pic16f877 microcontroller,** Rev. Ciências Exatas, Taubaté, v. 13, n. 1, p. 33-37, 2007.

LUX, B; MINKOFF I; MOLLORD, F; THURY, E. **Branching of Graphite Crystals Growing from a Metallic Solution.** The Metallurgy of Cast Iron, Geneva, pp 494-508. 1974.

MCMICHAEL, S., FISCHER, S. **Understanding Materials with Instrumented Impact,** Dynatup Products Div., Santa Barbara, CA, ME, pp. 47-50, April 1989.

MUSKHELISVILI, N. I., **Some basic problems in the mathematical theory of elasticity,** Nordhoff, The Netherlands, 1954.

OROWAN, E., **Fracture and strength of solids,** Reports on Progress in Physics, XII, p. 185, 1948.

PADILHA, A. F., RIOS, P. R. **Transformações de fase**. São Paulo: Ed. Artliber, p. 215 2007.

PETTY E. R. **Martensite: Fundamentals and Technology**, Longmans, London, 1970.

PIESKE, A.; CHAVES FILHO, L. M.; GRUHL, A. **As variáveis metalúrgicas e o controle de ferros fundidos cinzento**. Metalurgia ABM, v.31, n.215 p.693-699, 1975

PUTATUNDA, S.K. **Development of austempered ductile cast iron (ADI) with simultaneous high yield strength and fracture toughness by a novel two-step austempering process**. Materials Science and Engineering, v. 315, n. 1-2, p. 70-80, 2001.

PUTATUNDA, S.K.; GADICHERLA, P.K. **Effect of austempering time on Mechanical Properties of a Low Manganese Austempered Ductile iron**. Asm international. V.9, n.2, p.193-203, April 2000.

PUTATUNDA, S.K.; RAO, P. **Metallurgical and Materials Transaction**. Dretoit, v.28, p1457-1470, 1997.

QIT – Fer et Titane INC. **Ductile Iron Data for design engineers**. Montreal, 1990.

MOORE, D.J.; SHUGART, B.S; HAYRYNEN, K.L.; et al. **A microstructural transformation diagrams in a low- alloy ductile iron**. AFS Transactions. Des Plaines: AFS, v. 98, p. 519 - 526 1990.

RAMOS, D.S **Aspectos cinéticos da transformação bainítica incompleta em ferros fundidos nodulares austemperados**. REM: R. Esc. Minas, Ouro Preto, 65(2), 217-224, abr. jun| 2012.

RICE, J. R., **A path independent integral and the approximate analysis of strain concentrations by notches and cracks**, Journal of Applied Mechanics, 35, p. 379-386, 1968.

ROSSOL, A.; BERDIN, C.; FORGET, P.; PRIOUL, C.; MARINI, B. **Mechanical aspects of the Charpy impact test**. Nuclear Engineering Design. N.188, p. 217-229, jun. 1999.

SANTOS, A.B.S. **A utilização de cobre em ferros fundidos nodulares**. 13º Conaf – Congresso de fundição. Setembro 2007.

SANTOS, A.B.S.; BRANCO, C.H.C. **Metalurgia dos Ferros Fundidos Cinzentos e Nodulares**, IPT, SÃO PAULO, 1989.

SHIH T.S.; CHAU S.Y.; CHANG C.H.; LI C. **Optimization of austenitizing treatment of austempered ductile irons**. (96-72). AFS TRANSACTIONS, p.557-564. 1996.

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

SOUZA, S.A. **Ensaio mecânicos de materiais metálicos. Fundamentos teóricos e práticos**. Edgard Blücher. 1982.

SWANSON, P.L. FAIRBANKS C J.; LAWN B.R.; MAI Y.M. and HOCKEY B J.; **Crack-interface grain bridging as a fracture resistance mechanism in ceramics: I, experimental study on alumina**, J. Am. Ceram. Soc., vol. 70, n. 4, p. 279-289, 1987.

TANAKA, Y; KAGE, H. **Development and applicatin of Austempered spheroidal grafite cast iron**. Materials transactions. V.33, p.543-557, january1992.

VACCARI, J.A. **Crescer o Interesse por Fundidos em ADI nas Indústrias**. Maquinas e Metais. São Paulo, v.26, n.297, p.60-65, out.1990.

VOIGT R. C.; LOPER C. R. **Austempered ductile iron-process control and quality assurance**. Journal of Heat Treating, vol. 3, no. 4, pp. 291-309, 1984.

WESTERGAARD, H. M., **Bearing pressures and Cracks** Journal of Applied Mechanics, Vol. 6, pp. 49-53, 1939.

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