



**CENTRO UNIVERSITÁRIO SOCIESC– UNISOCIESC
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA
MESTRADO PROFISSIONAL EM ENGENHARIA MECÂNICA**

GEISON STEIN

**INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE AUSTÊMPERA NA FADIGA EM FERROS
FUNDIDOS NODULARES COM NIÓBIO**

**JOINVILLE
2019**

GEISON STEIN

**INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE AUSTÊMPERA NA FADIGA EM FERROS
FUNDIDOS NODULARES COM NIÓBIO**

Dissertação submetida ao colegiado do Curso de Mestrado Profissional em Engenharia Mecânica em cumprimento aos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica do Centro Universitário Sociesc - UNISOCIESC.

Orientador: Prof. PhD Kassim S. Al-Rubaie
Co-orientador: Prof. Dr. Orlando Preti

**JOINVILLE
2019**

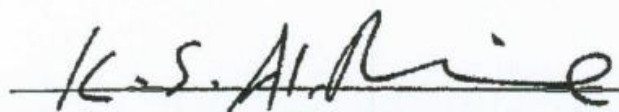
GEISON STEIN

**INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE AUSTÊMPERA NA FADIGA EM FERROS
FUNDIDOS NODULARES COM NIÓBIO**

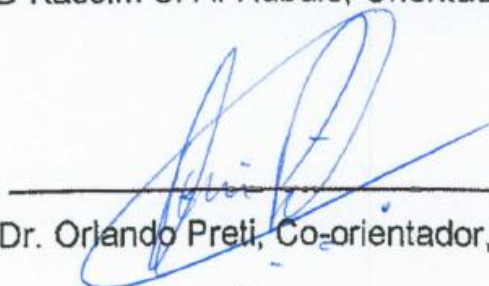
Esta dissertação foi julgada e aprovada como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica do Centro Universitário Sociesc - UNISOCIESC.

Joinville, 25 de junho de 2019.

Banca Examinadora:



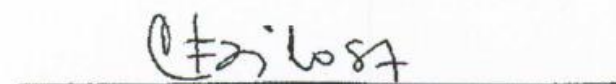
Prof. PhD Kassim S. Al-Rubaie, Orientador, UNISOCIESC



Prof. Dr. Orlando Preti, Co-orientador, UNISOCIESC



Profa. Dra. Rosineide Junkes, Membro Interno, UNISOCIESC



Prof. Dr. Cesar Edil da Costa, Membro Externo, UDESC

AGRADECIMENTOS

Primeiramente agradeço a Deus.

A minha esposa Danielle Stein pela compreensão e companheirismo nos momentos difíceis enfrentados durante a elaboração do trabalho.

Ao meu pai Arildo Stein por todo o apoio e incentivo. Aos amigos e familiares.

Ao professor PhD Kassim S. Al-Rubaie, pelo apoio, conhecimentos recebidos em suas aulas e por sempre acreditar e incentivar meu trabalho.

Ao professor Dr. Orlando Preti, pelo apoio e companheirismo durante todas as etapas deste projeto, facilitando o cumprimento das metas estabelecidas.

A professora Dra. Janaina Lisi Leite Howarth, pelas respostas rápidas e apoio na solução de aspectos operacionais.

A professora Dra. Rosineide J. Lussoli, pelo apoio e conhecimentos recebidos em suas aulas durante este trabalho.

Ao Professor Dr. Cesar Edil da Costa, por disponibilizar materiais, equipamentos e os laboratórios e pela amizade.

Ao Prof. Dr. Masahiro Tomiyama pela ajuda em disponibilizar o laboratório e os equipamentos para realização dos ensaios de fadiga.

Ao Prof. Dr. Júlio César Giubilei Milan e Profa. Dra. Marilena Valadares Folgueras pela ajuda e disponibilização de equipamentos para realização das fractografias por microscopia eletrônica de varredura.

Ao grande amigo Prof. MSc Wilson Skudlarek, pelo apoio, ajuda e troca de experiências que foram fundamentais neste projeto.

A UNISOCIESC pela fusão das amostras utilizadas no projeto.

A UDESC pela realização dos ensaios de fadiga e fractografia necessárias no projeto.

A empresa TUPYTECH por propiciar os tratamentos térmicos das amostras do projeto.

Ao SENAI (Jaraguá do Sul) e aos amigos Emerson Jose Tissi e Maycon Santana por ajudarem na usinagem de todas as amostras.

Ao FUMDES, programa de incentivo a educação oferecido pela Secretaria de Educação, Ciência e Tecnologia do Estado de Santa Catarina, pelo apoio destinado a realização deste estudo e pela concessão de 12 bolsas de estudo.

A todos que de alguma forma contribuíram para concretização deste trabalho.

RESUMO

Os ferros fundidos austemperados conhecidos pela sigla ADI (austempered ductile iron), estão aos poucos substituindo algumas ligas de aços na fabricação de peças utilizadas em máquinas, equipamentos, veículos de transporte, entre outros, decorrente de serem mais leves e mais baratos do que os aços. Este trabalho, teve como objetivo estudar o efeito na temperatura de austêmpera (280 e 360°C) na resistência a fadiga de ADI com 0,9 %Nb. A liga de ferro fundido nodular na classe 80.55.06 foi produzida em forno indução de média frequência e vazados em moldes de cura a frio, formando blocos Y. As amostras para os ensaios, foram obtidas por processo de usinagem. Um terço das amostras foram mantidas na condição bruta de fundição e os dois terços foram pré-aquecidas a 450°C por 4 h, austenitizadas a 900°C por 2 h, sendo que, um terço das amostras foram austemperadas à 280°C e outro terço a 360°C, ambas no tempo de austêmpera de 1 hora, para gerar diferença na microestrutura ausferrítica. Foram realizados ensaios químico, microestrutural, mecânicos, ensaio de fadiga por flexão rotativa de alto ciclo (FAC) e fractografia nas amostras de fadiga. Os resultados mostram que a microestrutura na condição bruta de fundição, corresponde ao ferro fundido nodular com matriz ferrita mais perlita com grafitas na forma esferoidal e partículas distribuídas randomicamente de NbC na forma de blocos. Após o tratamento térmico de austêmpera a matriz se alterou para ausferrita, mantendo a condição das grafitas e dos NbC. O limite de resistência, escoamento, dureza e de fadiga (FAC) foram maiores nas amostras austemperadas a 280°C, entretanto, a maior resistência ao impacto foi nas amostras austemperadas a 360°C. Na superfície das amostras fraturadas, há regiões de alvéolos, estrias, microtrincas, cavidades deixadas pelas grafitas arrancadas e carbonetos (NbC) fraturados, indicando mecanismo de fratura do tipo dúctil e quase-clivagem.

Palavras-chave: *Ferro Fundido Nodular Austemperados (ADI), Carbonetos de Níobio (NbC), Fadiga Alto ciclo (FAC).*

ABSTRACT

Austempered ductile iron (ADI) is gradually replacing some alloys of steel in the manufacture of parts used in machines, equipment, transport vehicles, among others, due to being lighter and cheaper than steels. This study aimed to study the effect of austempering temperature (280 and 360°C) on fatigue strength of 0.9% Nb ADI. Class 80.55.06 nodular cast iron alloy was produced in a medium frequency induction furnace and cast into cold curing molds to form Y blocks. The test samples were obtained by machining. One third of the samples were kept from the raw casting condition and the two thirds were preheated to 450°C for 4 h, austenitized at 900°C for 2 h, and one third of the samples were austempered at 280°C and another 360°C, both at 1 hour austempering time, to generate difference in ausferritic microstructure. Chemical, microstructural, mechanical, high cycle rotary bending fatigue (HCF) and fracture tests of fatigue samples were performed. The results show that the microstructure in the raw casting condition corresponds to the nodular cast iron with the most perlite ferrite matrix with spheroidal graphites and with randomly distributed NbC particles in blocks. After austempering heat treatment, the matrix changed to ausferrite, maintaining the condition of graphites and NbC. The limit of strength, yield, hardness and fatigue (HCF) were higher in austempered samples at 280°C, however, the highest impact resistance was in austempered samples at 360°C. On the surface of the fracture samples, there are regions of alveoli, grooves, microcracks, cavities left by the torn spellings and fractured carbides (NbC), indicating ductile and near-cleavage fracture mechanism.

Keywords: Austempered Ductile Iron (ADI); Niobium Carbides (NbC); Fatigue High Cycle (HCF).

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Microestruturas de FN e ADI e Ciclo do Tratamento Térmico de Austêmpera	25
Figura 2 - Propriedades do ADI em Função da Dureza Brinell (HB)	27
Figura 3 - As Propriedades do ADI com variações de Tempo, Temperatura de Austêmpera e Austenita (%)	28
Figura 4 - Fluxograma de Produção do FN.....	31
Figura 5 - Ação inoculante sobre TEE e TEM.....	32
Figura 6 - Diagrama Fe-C Estável e Metaestável	33
Figura 7 - Transformações Metalúrgicas dos FN para diferentes CE e Temperaturas	35
Figura 8 - Fenômenos na Transformação Eutetóide	36
Figura 9 - Pino de FeNb 65% Imerso Fe-C (4,3%) e Diagrama de Fases FeNb	39
Figura 10 - Etapas para Dissolução do NbC no Banho	40
Figura 11 - Presença de NbC no ADI com 0,3% Nb.....	41
Figura 12 - Presença de NbC no ADI com 0,35% Nb.....	42
Figura 13 - Componentes Agrícolas Utilizados pela John Deere produzido em ADI com Carbonetos.....	44
Figura 14 - Vantagens e Desvantagens da Evolução do Emprego do ADI com Carbonetos	45
Figura 15 - Propriedades Mecânicas de ADI com 0,25% Nb	47
Figura 16 - Efeito do teor de Nb sobre o grau de nodularização e na quantidade de nódulos/mm ² e fração de perlita e ferrita	48
Figura 17 - Limite de Resistência a Tração (LRT) e Escoamento (LE) nas Amostras Austemperadas com 0,35% Nb.....	49
Figura 18 - Dureza Vickers (HV ₂₀) das Amostras sem e com 0,35% Nb e Austêmperadas	49
Figura 19 - Limite de Escoamento, de Resistência e Alongamento (%) para ADI em função da adição de Nb.	50
Figura 20 - Limites de Escoamento, Resistência e Quantidade de Partículas de NbC para ADI com 280 e 360°C em função da adição de Nb.	51
Figura 21 – LRT, LE (MPa) e Alongamento (%) para Ligas com adição de Nb	52
Figura 22 - Dureza Vickers (HV _{0,5}) das Amostras de FN e ADI com Adição de Nb	52

Figura 23 - Transformações ocorridas no Ciclo de Austêmpera.....	54
Figura 24 - Segregação de Elementos no Contorno dos Nódulos	55
Figura 25 – Estágios de Reações da Austêmpera.....	56
Figura 26: Crescimento da Ferrita nos Contornos das Células Eutéticas e a Austenita com Alto Teor de Carbono.....	57
Figura 27 - Modelos de Tensão Aplicada em função dos Tipo de Ciclos.....	59
Figura 28 - Curva de Wöhler ou Curva S-N.	61
Figura 29 - Processo de Evolução da Trinca em Grafitas Nodulares Superficiais	62
Figura 30 - Trajetória da Trinca sobre os Nódulos de Grafita.....	63
Figura 31 - Efeito dos Nódulos de Grafita na Fadiga em ADI a 350 e 400°C	64
Figura 32 - Variação do Limite de Fadiga em Função da Dureza e Temperatura de Austêmpera	66
Figura 33 - Variação do Limite de Fadiga em Função das Temperaturas de Austêmpera	66
Figura 34 - Curva de Wöhler (S-N) para ADI com Carbonetos.	67
Figura 35 - Relação entre Fração de Área de Carbonetos e o Número de Ciclos	68
Figura 36 – Resultados em Ensaios de Fadiga para FN e ADI com Carbonetos de Ti	69
Figura 37 – Comparação dos Valores de Fadiga dos FN e ADI com Nb	70
Figura 38 - Fluxograma com o Planejamento dos Experimentos	72
Figura 39 - Bloco Y conforme ASTM A536-84 Ilustrando a Região de Extração das Amostras para Usinagem	74
Figura 40 - Identificação das Amostras para os Ensaios de Desgaste, Dureza, Metalografia, Tração e Fadiga.....	75
Figura 41 - Matérias Primas e Controle de Temperatura no Forno de Indução	77
Figura 42 - Inoculação, Controle de Temperatura, Amostra para Análise Química e Vazamento das Ligas de FN com Nb.....	78
Figura 43 – Dimensões dos Blocos Y Fundidos conforme ASTM A536-84.	78
Figura 44 – Processos de Usinagem das Amostras	80
Figura 45 – Preparação e Identificação das Amostras para o Processo de Austêmpera	81

Figura 46 – Ciclos e Processos de Austêmpera das Amostras	82
Figura 47 – Processo de Medição da Rugosidade em Ra (μm) e Polimento Longitudinal de todas as Amostras de Fadiga.	83
Figura 48 - Amostra de Tração Conforme Norma ASTM E8M -04 e ABNT NBR ISO 6892-1:2013.....	83
Figura 49 – Máquina Utilizada para os Ensaio Tração	84
Figura 50 - Amostra de Impacto sem Entalhe conforme norma ASTM A327/A327M	84
Figura 51 – Máquina Utilizada para os Ensaio de Impacto Charpy	85
Figura 52 – Máquina Utilizadas para os Ensaio de Microdureza e Macrodureza Vickers.....	86
Figura 53 – Microscópio Óptico (MO) Utilizado para Metalografias	87
Figura 54 – Máquina de Flexão Rotativa utilizada para os Ensaio de Fadiga	88
Figura 55 - Princípio de Funcionamento e Sistema da Alavanca e Força na qual as Amostras de Fadiga foram Submetidas	88
Figura 56 - Amostras de Fadiga conforme Norma ASTM E 466-96	90
Figura 57 – Fractografias Realizadas no MEV	90
Figura 58 - Microestruturas das Ligas Brutas de Fundição com Adição de 0,9% Nb, Ampliadas em 100x e 500x, Com e Sem Ataque Químico.....	93
Figura 59 – Comparação do CE, N° de Nódulos / mm^2 e NbC/ mm^2 para FN com 0,9% Nb.....	95
Figura 60 - Microporosidades nas Amostras Ensaçadas	96
Figura 61 – Alinhamento, Distribuição Heterogênea e Degeneração de Grafitas nas Amostras de FN com 0,9% Nb	97
Figura 62 – Microestruturas das ligas Austêmperadas em 280°C e 360°C (0,9%Nb) por 1h com Ampliação de 100x e 500x e Ataque químico Nital 4%	98
Figura 63 – Microestruturas das ligas Austemperadas em 280°C e 360°C (0,9% Nb) por 1h com Ampliação de 1000x e Ataque químico Nital 4%	99
Figura 64 - Resultados dos Ensaio de Tração das ligas BF, ADI 280 e ADI 360 com 0,9% Nb.	100
Figura 65 - Análise Comparativa entre os Limites de Resistência a Tração (MPa) e o Alongamento (%) das Ligas com adição de Nb.	101
Figura 66 - Índice de Qualidade das Ligas Utilizadas nos Experimentos.....	103
Figura 67 - Resultados dos Ensaio de Impacto Charpy (J) das Ligas com 0,9% Nb	104
Figura 68 - Análise Comparativa entre os Ensaio de Impacto Charpy (J) das Ligas com 0,9% Nb..	106

Figura 69 – Microdureza Vickers ($HV_{0,5}$) e Macrodureza Vickers (HV_{30}) das amostras BF, ADI 280 e ADI 360 com adição de 0,9% Nb.	107
Figura 70 - Curva de Wöhler para as Amostras FN com 0,9% Nb	110
Figura 71 - Curva de Wöhler para as Amostras ADI 280 com 0,9% Nb.....	112
Figura 72 - Curva de Wöhler para as Amostras ADI 360 com 0,9%Nb.....	114
Figura 73 - Comparação dos Limites de Fadiga para as Ligas com Adição de 0,9% Nb	115
Figura 74 - Comparação dos Limites de Fadiga com Limite de Resistência a Tração, Limite de escoamento e Alongamento (%) para as Ligas com 0,9% Nb.	117
Figura 75 - Comparação dos Limites de Fadiga (MPa) com Impacto (J) e Microdureza ($HV_{0,5}$) para as Ligas com Nb.....	118
Figura 76 - Comparação dos Limites de Fadiga com Grau de Nodularização (%) e Número de Nódulos /mm ² com adição de 0,9% Nb.....	119
Figura 77 - Comparação das Propriedades Mecânicas com a Norma ISO 1083/2004.....	121
Figura 78 - Comparação das Propriedades Mecânicas com a Norma ISO ASTM A897/1990	122
Figura 79 - Comparação com os Experimentos Realizados por Lin (1998)	124
Figura 80 - Fractografias do FN com Adição de 0,9% Nb	125
Figura 81 - Fractografias do ADI (280°C) com Adição de 0,9% Nb.....	127
Figura 82 - Fractografias do ADI (360°C) com Adição de 0,9% Nb.....	130

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 - Aplicação do ADI com Nb em Diversos Setores	45
--	----

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Propriedades Mínimas para as Classes de ADI conforme Norma ASTM A897/897M-06 ...	29
Tabela 2 - Propriedades de Fadiga para ADIs a 300 e 360°C	30
Tabela 3 - Parâmetros de Nodularização em função da Espessura do Produto	32
Tabela 4 - Composição química do ADI com 0,25% Nb.....	46
Tabela 5 - Ligas de FN sem e com 0,35% Nb	48
Tabela 6 – Etapas dos Processos e Equipamentos Utilizados nos Experimentos.....	73
Tabela 7 – Matérias Primas e suas Quantidades utilizadas na Fusão Liga de FN classe 80.55.06 (ASTM A-536)	76
Tabela 8 - Composição Química da Liga Especificada (ASTM A-536) e de FN obtidas com Nb	91
Tabela 9 – Resultados Microestruturais para FN com 0,9% Nb	94
Tabela 10 - Resultados dos Ensaio de Tração das ligas em condições Brutas de Fundição e Austemperadas a 280°C e 360°C por 1 h com 0,9% Nb	100
Tabela 11 - Resultados dos Testes de Impacto Charpy (J) das Ligas.	104
Tabela 12 - Resultados dos Ensaio de Microdureza e Macrodureza Vickers das Ligas com 0,9%Nb.	106
Tabela 13 – Propriedades de Fadiga para as Amostras FN com 0,9% Nb	109
Tabela 14 – Propriedades de Fadiga para as Amostras ADI 280 e com 0,9% Nb.....	111
Tabela 15 – Propriedades de Fadiga para as Amostras ADI 360 e com 0,9% Nb.....	113
Tabela 16 - Comparação com os Experimento Realizados por LIN (1998)	123
Tabela 17 – Fração Volumétrica das Fases Presentes na Microestrutura de FN com 0,9% Nb.	150
Tabela 18 – Resultados da Quantidade de NbC/mm ² em FN com 0,9% Nb.	151

LISTA DE SÍMBOLOS

α	Fase alfa ou ferrita
α_{acicular}	Fase alfa ou ferrita acicular ou em forma de agulhas
γ	Fase gama ou austenita
γ_0	Fase gama ou austenita saturada em carbono
$\gamma_{\text{alto C}}$	Fase gama ou austenita com alto carbono
$\sigma_{\text{média}}$	Tensão média
σ_{min}	Tensão mínima
σ_{max}	Tensão máxima
σ_a	Amplitude da tensão
$\Delta\sigma$	Varição de tensões
R	Razão entre as variações de tensões
I	Momento de inércia
M	Momento fletor
Q	Carga aplicada no mancal móvel
L	Distância entre o mancal fixo e móvel
c	Distância entre a linha neutra e o ponto de tensão
P	Carga aplicada (kgf)
d	Diâmetro do corpo de prova (mm)
d	Média das diagonais da impressão em μm .

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

A (%)	Percentual de Alongamento
A1E	Linha A1 estável do diagrama ferro carbono
A1M	Linha A1 meta estável do diagrama ferro carbono
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ADI	<i>Austempering Ductile Iron</i>
AGMA	<i>American Gear Manufacturers</i>
AHSS	<i>Advanced High Strength Steel</i>
ANSI	<i>American National Standards Institute</i>
ASM	<i>American Society for Metals</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
B	Boro
BCIRA	<i>British Cast Iron Research Association</i>
CADI	<i>Carbide Austempered Ductile Iron</i>
CADI-Nb	<i>Carbide Austempered Ductile Iron com nióbio</i>
Ce	Cério
CE	Carbono equivalente
Co	Cobalto
CDP	Corpos de prova
Cr	Cromo
$Cr_{23}C_6$	Carboneto de cromo
Cr_3C_2	Carboneto de cromo
Cu	Cobre
EN	<i>European Norm</i>
Fe-C	Liga de ferro e carbono
Fe-C-Si	Sistema Ferro, carbono e silício
Fe-Nb 65	Liga de ferro-nióbio com 65% de nióbio
Fe_3C	Cementita ou carboneto de ferro
FN	Ferro fundido nodular

FeNb	Liga de ferro-nióbio
FeSi	Liga de ferro-silício
FeSiMg	Liga nodularizante ferro-silício-magnésio
HRC	Dureza Rockwell C
HRV	Dureza Vickers
HB	Dureza Brinell
INCA	International Nickel Company
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
J	Joule
JIS	<i>Japanese Industrial Standardization</i>
J/cm ²	Joule por centímetro quadrado
LR	Limite de resistência à tração
LE	Limite de escoamento
LADI	<i>Locally Austempered Ductile Iron</i>
M ₆ C	Carboneto complexo
MC	Carboneto complexo
Mg	Magnésio
Mo	Molibdênio
Mn	Manganês
MPa	Mega Pascal [N/mm ²]
N	Nitrogênio
NBR	Norma Brasileira
Nb	Nióbio
NbC	Carboneto de nióbio
Ni	Níquel
NICRA	<i>Nodular iron carbide reinforced Akers</i>
P	Fósforo
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>
Sb	Antimônio
Sn	Estanho

Si	Silício
TEE	Temperatura de equilíbrio estável
TEM	Temperatura de equilíbrio meta estável
TiC	Carboneto de titânio
Ti	Titânio
V	Vanádio
V ₄ C	Carboneto de vanádio
VC	Carboneto de vanádio
W ₂ C	Carboneto de tungstênio

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	19
1.1	OBJETIVO GERAL	20
1.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	21
1.3	JUSTIFICATIVA	21
1.4	DELIMITAÇÃO DA PESQUISA.....	22
1.5	ADERÊNCIA AO OBJETO DO PROGRAMA.....	22
1.6	ESTRUTURA DO TRABALHO.....	22
2	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	24
2.1	FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTÊMPERADO	24
2.1.1	Histórico dos Ferros Fundidos Nodulares Austemperados	25
2.1.2	Aplicações dos Ferros Fundidos Nodulares Austemperados	26
2.1.3	Propriedades Mecânicas dos Ferros Fundidos Nodulares Austemperados	27
2.2	METALURGIA DO FERRO FUNDIDO NODULAR	30
2.2.1	Reação Eutética	32
2.2.2	Reação Eutetóide	35
2.2.3	Influência dos Elementos de Liga	36
2.2.4	Adição e Dissolução do Nióbio em Ferros Fundidos Nodulares	37
2.3	FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO COM NIÓBIO	40
2.3.1	Histórico Dos Ferros Fundidos Nodulares Austemperados Com Carbonetos	42
2.3.2	Aplicações dos Ferros Fundidos Nodulares Austemperados com Carbonetos	44
2.3.3	PROPRIEDADES MECÂNICAS DO ADI COM NIÓBIO.....	46
2.4	TRATAMENTO TÉRMICO DE AUSTÊMPERA EM FERROS FUNDIDOS NODULARES	53
2.4.1	Temperatura e Tempo de Austenitização e Resfriamento	54
2.4.2	Reação de Austêmpera	56
2.4.3	Temperatura e Tempo de Austêmpera	57
2.5	CONCEITOS GERAIS SOBRE FADIGA.....	58
2.5.1	Curva de Wöhler ou Curva S-N	60
2.5.2	Conceitos Gerais de Fraturas por Fadiga em ADI	61

2.5.3	Comportamento à Fadiga dos Ferros Fundidos Nodular e Austemperados	63
2.5.4	Influência do Tempo e Temperatura de Austêmpera na Resistência à Fadiga em ADI	65
2.5.5	Resistência à Fadiga em FN e ADI com Carbonetos.....	67
3	PROCEDIMENTOS METODOLÓGICOS	71
3.1	MATERIAIS E EQUIPAMENTOS.....	72
3.2	PLANO DE AMOSTRAGEM	74
3.3	FUNDIÇÃO DO FN COM ADIÇÃO DE NIÓBIO	76
3.4	USINAGEM DOS CORPOS DE PROVA	79
3.5	TRATAMENTO TÉRMICO DE AUSTÊMPERA	80
3.6	POLIMENTO DAS AMOSTRAS PARA OS ENSAIOS DE FADIGA POR FLEXÃO ROTATIVA	82
3.7	ENSAIO DE TRAÇÃO E ENSAIO DE IMPACTO.....	83
3.8	ENSAIOS DE DUREZA VICKERS.....	85
3.9	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	86
3.10	ENSAIOS DE FADIGA.....	87
3.11	ANÁLISES DE FRACTOGRAFIA.....	90
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	91
4.1	COMPOSIÇÃO QUÍMICA	91
4.2	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	91
4.3	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL APÓS PROCESSO DE AUSTÊMPERA.....	97
4.4	ENSAIOS MECÂNICOS.....	99
4.5	ENSAIO DE TRAÇÃO.....	99
4.6	ÍNDICE DE QUALIDADE DAS LIGAS FUNDIDAS	102
4.7	ENSAIO DE IMPACTO	103
4.8	ENSAIO DE DUREZA	106
4.9	ENSAIOS DE FADIGA POR FLEXÃO ROTATIVA	108
4.10	EFEITO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS NO COMPORTAMENTO DE FADIGA DAS LIGAS	116
4.11	EFEITO DA MICROESTRUTURA NO COMPORTAMENTO À FADIGA DAS LIGAS.....	119

4.12	EFEITO DOS NbC NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E NO COMPORTAMENTO Á FADIGA DAS LIGAS.....	120
4.13	FRATURA DE FADIGA POR FLEXÃO ROTATIVA PARA AS LIGAS COM ADIÇÃO DE 0,9% Nb.....	124
5	CONCLUSÕES.....	132
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	137
7	REFERÊNCIAS	138

1 INTRODUÇÃO

Há uma tendência mundial pela opção por projetos sustentáveis, exigindo-se a contabilização da energia ao longo de todo o ciclo de vida do produto, incluindo desde a energia de extração dos materiais na origem até sua reciclagem ao final. Em contrapartida vê-se a necessidade de conhecer e aplicar novos materiais que gerem maior atratividade ao produto, tendo como exemplo o setor automotivo que busca na concepção dos produtos uma boa relação resistência/peso, sendo que os ganhos de desempenho e segurança precisam estar vinculados ao baixo consumo de combustível (BHATTACHARYA, 2014; KEOUGH et al. 2012).

Soluções para a fabricação de produtos mais leves podem ser evidenciadas por exemplo, pela substituição de aços convencionais por aços avançados de alta resistência e pelo ferro fundido nodular austemperado ou Austempering Ductile Iron (ADI).

Nos anos 70 se intensificou as pesquisas referentes ao ADI e somente na década de 90 através de estudos que se analisou a possibilidade da incorporação de carbonetos, onde sob condições controladas potencializa suas aplicações sendo forte concorrente à ligas de ferro fundido branco ao cromo, aço manganês e ao próprio ADI convencional. No ano de 2000, o ADI com carbonetos teve grande avanço quando a John Deere o incorporou na produção de componentes agrícolas de alta performance. Atualmente as aplicações mais conhecidas são na agricultura, construção e mineração e setor ferroviário (KEOUGH; HAYRYNEN; POPOVSKI, 2012).

A microestrutura do ADI com adição de nióbio (Nb) possui uma matriz ausferrítica com a presença de carbonetos de nióbio (NbC) distribuídas aleatoriamente tanto na matriz quanto como substrato para nucleação da grafita. Estudos recentes se concentraram nas características microestruturais do ADI com adição de nióbio (Nb) e seu efeito nas propriedades de resistência à tração, tenacidade, dureza e resistência ao desgaste, porém informações muito limitadas estão disponíveis sobre seu efeito nas propriedades de fadiga (BEDOLLA, 2016; KRMASHA 2017, PIMENTEL, 2016; SCKUDLAREK, 2016).

Os dados da literatura são apresentados em ADIs sob várias condições de processamento e com diferentes composições e tratamentos térmicos, porém sem adição de Nb. Alguns resultados indicam que os limites de fadiga de vários ADIs estão

na faixa de 150-600 MPa, dependendo da composição química, tratamento térmico, tipo de carga aplicada e número de ciclos definidos para o limite de fadiga que no caso dos ADIs não é proporcional à resistência à tração e a dureza em FAC, como afirmam alguns autores. Também, há precipitação de carbonetos nas ligas de ADI, proporcionam a perda de resistência à fadiga em maior ou menor proporção, pois devido aos carbonetos serem frágeis facilitam o início das microtrincas (SOUZA, 2012; STOKES et al., 2005; LUO, HARDING, BOWEN 2002; SHANMUGAM et al., 1994; DIAS, 2006; LIN, 1996; LUO,2002).

Souza (2012) desenvolveu pesquisas sobre a utilização de ADI com 0,23% e 0,47% de nióbio (Nb) apresentando resultados de redução na resistência a fadiga quando comparados aos ADI sem Nb, porém em seus estudos não se gerou as curva de Wöhler para análise dos limites de fadiga das ligas.

Segundo Krmasha (2017) em suas pesquisas mostrou que o ADI com 0,6% de nióbio austêmperado a 280°C com tempo de austêmpera de 1 h apresentou melhores resultados para aplicações de alta resistência e desgaste. Para aplicações de impacto recomendou ADI com 0,6% de nióbio austêmperado a 360°C com tempo de austêmpera de 1 h.

Já Pimentel (2016) apresentou em estudos de FN e ADI com adição de 1,0% Nb resultados de limite de resistência (MPa), limite de escoamento (MPa), alongamento (%) e módulo de elasticidade (MPa) entre as ligas que mostraram uma relevante combinação de dados.

Este estudo terá como base as pesquisas de Krmasha (2017) e Pimentel (2016) utilizando FN e ADIs austêmperados à 280 e 360°C com tempo de austêmpera de 1 h e adição de Nb.

1.1 OBJETIVO GERAL

Analisar a influência de temperatura da austêmpera na fadiga em ferros fundidos nodulares com nióbio.

1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Fabricar amostras a partir de blocos Y da liga base de ferro fundido nodular ferrítico-perlítico conforme ABNT NBR 6916 classe FE 50007 ou ASTM A-536 80.55.06 e com base nesta liga será adicionado em torno de 0,9% Nb;
- Realizar tratamento térmico de austêmpera (280°C e 360°C) com tempo (1 hora) nas amostras usinadas com 0,9% Nb;
- Avaliar as microestruturas geradas no FN com matriz ferrítica-perlítica e nos ADIs com matriz ausferrítica e a presença de NbC nas matrizes;
- Avaliar as propriedades mecânicas de limite de resistência à tração (MPa), limite de escoamento (MPa) e alongamento (%), além de resistência ao impacto (J), macrodureza e microdureza Vickers (HV) para as ligas de FN e austemperadas à 280 e 360°C com 0,9% Nb;
- Avaliar os resultados de fadiga por flexão rotativa para alto ciclo (FAC) nas amostras de ferro fundido nodular (FN) e austemperadas à 280 e 360°C com adição de 0,9% Nb e correlacionar com os resultados das propriedades mecânicas das ligas de FN e ADI;
- Analisar as fraturas geradas nos ensaios de fadiga por flexão rotativa para alto ciclo em todas as ligas.

1.3 JUSTIFICATIVA

Diante do potencial e limitações existentes, torna-se desafiador o empenho em pesquisas visando o emprego do nióbio em ADI, sobretudo porque o Brasil é o líder em reservas mundiais de nióbio. Segundo Pereira Jr. (2015), o Brasil produz 93,67% do nióbio (Nb) consumido no mundo, seguido pelo Canadá com 5,28% e demais países com 1,05%, sendo o líder em reservas mundiais de Nb. Este projeto pretende contribuir para o aumento do conhecimento sobre o emprego do nióbio em ADI, atendendo há interesses econômicos do país relacionados à extração e uso racional do Nb.

A principal característica do ADI é a combinação de propriedades como: alta resistência mecânica, ductilidade e tenacidade, sendo um substituto ideal para alguns aços empregados nos setores: automotivo, agrícola, ferroviário e mineração.

(MACHADO, 2008). Estas ligas tem como vantagem serem cerca de 10% mais leves que os aços, devido à sua estrutura constituída de ausferrita (ferrita acicular e austenita estável de alto carbono) e nódulos de grafita (NOFAL, 2013). Há expectativas de que os ADI com Nb possam vir a ser uma alternativa interessante para componentes sujeitos à fricção tais como: engrenagens, comando de válvulas, eixos, virabrequim entre outros.

1.4 DELIMITAÇÃO DA PESQUISA

Desenvolver ligas de FN e ADI com adição de 0,9% Nb, para temperaturas de austêmpera de 280 e 360°C com tempo de 1 hora e analisar o comportamento a fadiga destas ligas.

1.5 ADERÊNCIA AO OBJETO DO PROGRAMA

Dessa forma este projeto pretende contribuir para o aumento do conhecimento e enriquecimento das pesquisas sobre o emprego do nióbio em ADI, visando avaliar os efeitos da adição deste elemento na microestrutura, propriedades mecânicas e principalmente no comportamento a fadiga. Assim podendo atender há interesses econômicos do país no setor industrial como no desenvolvimento de componentes mecânicos para os ramos: automotivo, agrícola, metalúrgico, etc.; pois através do conhecimento profundo sobre as propriedades mecânicas destas ligas pode-se difundir e amplificar sua utilização principalmente no setor industrial.

1.6 ESTRUTURA DO TRABALHO

O presente trabalho está dividido em 7 capítulos, onde:

Capítulo 1 - INTRODUÇÃO – Neste capítulo apresenta-se a contextualização do tema, justificativas e os objetivos pretendidos com a pesquisa.

Capítulo 2 - REFERENCIAL TEÓRICO – Apresenta-se a revisão da literatura sobre os assuntos a serem desenvolvidos neste projeto, incluindo informações gerais sobre ferro fundido nodular austemperado (ADI) com nióbio, fatores que influenciam nas propriedades mecânicas tais como microestrutura e tratamento térmico de

austêmpera, curvas de Wöhler e comportamento à fadiga para ferros fundidos nodulares austemperados com carbonetos.

Capítulo 3 - METODOLOGIA EXPERIMENTAL – Apresenta-se o procedimento para a obtenção das ligas de FN com adição de 0,9% Nb, o processo de austêmpera e tempo de austêmpera para obtenção dos ADIs com Nb, a caracterização microestrutural (microscopia óptica) e mecânica como limite de resistência à tração (MPa), limite de escoamento (MPa) e alongamento (%), além de resistência ao impacto (J), macrodureza e microdureza Vickers (HV), assim como o procedimento para obtenção dos resultados de fadiga por flexão rotativa das ligas em análise e fractografias (microscopia eletrônica de varredura) das amostras rompidas por fadiga de flexão rotativa.

Capítulo 4 - RESULTADOS E DISCUSSÕES – Apresenta-se os resultados e as análises das caracterizações microestruturais e mecânicas das amostras de FN e ADI com 280 e 360°C de austêmpera e adição de 0,9% Nb. Também análise dos resultados do comportamento à fadiga das ligas em estudo pela obtenção das curvas de Wöhler, além da análise de fratura das amostras rompidas por fadiga de flexão rotativa.

Capítulo 5 - CONCLUSÕES – Apresenta-se a conclusões obtidas neste estudo.

Capítulo 6 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS – Apresenta-se as sugestões para a continuidade deste trabalho enfocando o emprego do Nb em ADI sob outros aspectos e propriedades.

Capítulo 7 - REFERÊNCIAS – Apresenta-se as referências bibliográficas citadas neste trabalho.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Neste capítulo são abordados os fundamentos necessários para a compreensão deste trabalho experimental, sendo apresentados conceitos, histórico, aplicações e propriedades do ferro fundido nodular austemperado com adição de nióbio, processo de austêmpera e também conceitos e características da fadiga em ferros fundidos nodulares austemperados com a adição de carbonetos.

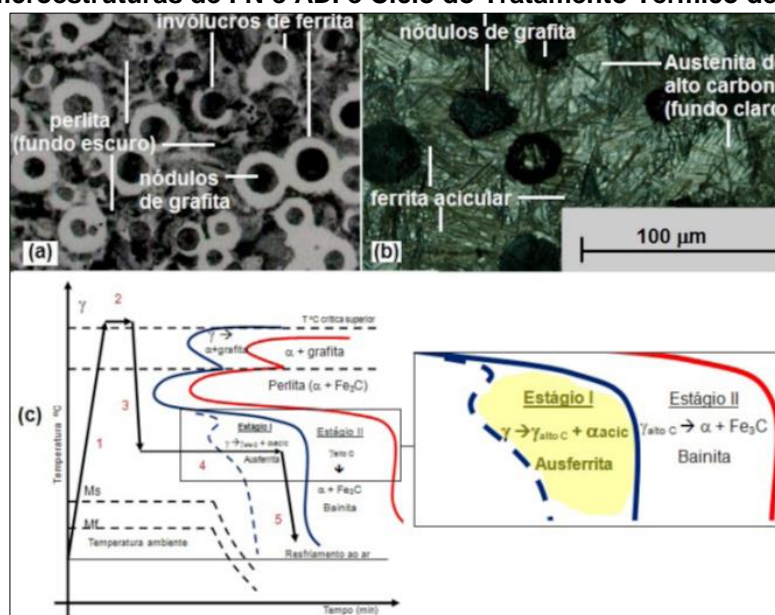
2.1 FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTÊMPERADO

Os ADIs (Austempered Ductile Irons) são ligas desenvolvidas a partir do ferro fundido nodular (FN), onde se submete o material a um processo de tratamento isotérmico denominado austêmpera. Sua microestrutura é constituída além dos nódulos de grafita de uma matriz transformada em ferrita acicular e austenita com alto teor de carbono (estável), denominada ausferrita (KOVACS, 1990, TRUDEL 1997, HAYRYNEN, 1995, KEOUGH; HAYRYNEN, 2000).

O ciclo de tratamento isotérmico da austêmpera envolve as etapas de aquecimento, austenitização na faixa de temperatura de 870 a 982°C, seguida de resfriamento rápido até a temperatura de austêmpera (230 a 400°C) e manutenção desta por um determinado tempo (1 a 4 horas), dentro da janela de processo, ou seja, antes da precipitação de carbonetos. (GUESSER, 2009; PUTATUNDA; GADICHERLA, 1999).

A janela de processo é um período de tempo entre a conclusão do primeiro estágio que ocorre a decomposição da austenita (γ) em agulhas de ferrita acicular (α acicular) e a austenita remanescente torna-se mais saturada em C (γ alto C) e o segundo estágio onde a temperatura de austêmpera durante um tempo muito longo, provoca a decomposição adicional da austenita de alto carbono (γ alto C) em ferrita (α) e carbonetos que tornam a microestrutura do material quebradiço. Portanto, este segundo estágio deve ser evitado durante o processo de austêmpera. Sendo assim, a janela de processo é uma faixa de tempo de manutenção na temperatura de austêmpera, que assegura a formação de α_{acicular} e γ alto C estáveis à temperatura ambiente, conforme é apresentado na Figura 1 (PUTATUNDA; GADICHERLA, 1999, KEOUGH; HAYRYNEN, 2000).

Figura 1 - Microestruturas de FN e ADI e Ciclo do Tratamento Térmico de Austêmpera



Fonte: SCKUDLAREK (2016)

2.1.1 Histórico dos Ferros Fundidos Nodulares Austemperados

O desenvolvimento do processo de austêmpera deu início na década de 1930, para a transformação isotérmica nos aços, tendo como descoberta uma nova microconstituente denominada como estrutura bainítica que foi aplicada já no início dos anos 40 para ferros fundidos cinzentos. (KEOUGH; HAYRYNEN, 2000)

Na década de 40 também foi descoberta pela introdução de magnésio em ferros fundidos cinzentos a formação da grafita em forma de nódulos, caracterizando os ferros fundidos nodulares (FN), sendo em 1948 anunciada a descoberta do ferro fundido nodular pela British Cast Iron Research Association (BCIRA) (HAYRYNEN; KEOUGH, 2003). Somente na década de 70 que se intensificaram as pesquisas conduzidas pela General Motors, nos Estados Unidos e por Johansson, na Finlândia, mostrando que o ferro fundido nodular austemperado trazia combinações de propriedades mecânicas específicas. Desde 1973, foi aplicada a utilização de ADI inicialmente em engrenagens, denominadas de KYMENITE, na Finlândia e em 1976 em conjuntos de engrenagens para automóveis. No final da década de setenta, o ADI já estava sendo utilizado mundialmente (HAYRYNEN; KEOUGH, 2003).

O grande avanço no desenvolvimento deste material ocorreu a partir de 1980, com a realização de simpósios internacionais houve um crescimento na produção mundial desta liga (KEOUGH; HAYRYNEN, 2000).

Com esse crescimento viu-se a necessidade da normalização desta nova liga, então em 1990 foi lançada a norma americana ASTM A897-90 e ASTM A897M-90. Já em 1995 a JIS G5503 elaborou sua norma e também a EN 1564 se seguiu em 1997 (KEOUGH; HAYRYNEN, 2000).

Também se introduziu um termo para essa microestrutura produzida pela austêmpera que foi descrita por Kovacs como ausferrita, caracterizando sua matriz em ferrita acicular e austenita estável (KEOUGH; HAYRYNEN, 2000).

O crescimento das aplicações do ADI teve um aumento na produção mundial estimada no ano 2.000 de aproximadamente 100.000 toneladas e chegando a 500.000 toneladas em 2010. Chegando-se a conclusão que o ADI tornou-se um material competitivo no mercado e com uma vasta aplicação, isso devido ao entendimento de sua obtenção e dos processos de produção (KEOUGH; HAYRYNEN; POPOVSKI, 2012).

2.1.2 Aplicações dos Ferros Fundidos Nodulares Austemperados

Em muitos casos, os ADIs podem ser considerados competitivos em relação aos aços tratados termicamente. Além disso, o custo total de produção em componentes de ADI pode ser 20 à 30% mais barato do que os componentes equivalentes em aço, resultando em menores custos de matéria-prima, usinagem e energia. Suas aplicações de um modo geral incluem engrenagens para usos automotivos e de engenharia geral, virabrequins, vários componentes de motores e veículos e componentes para equipamentos de terraplenagem, agrícolas e etc (LTD, 1992). Sendo que os valores de resistência mecânica, ductilidade, resistência ao impacto e resistência ao desgaste alcançado pelo ADI sugere que as aplicações de engenharia deste material continuarão a se expandir nos próximos anos (PUTATUNDA; GADICHERLA, 1999).

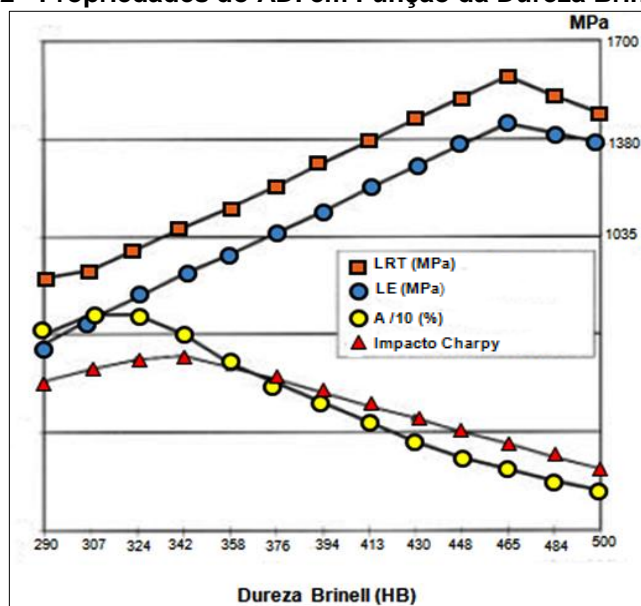
Mas as ligas de ADI apresentam desvantagens devido à baixa usinabilidade quando austemperado tornando um problema para fabricação de peças que necessitem de acabamento após o processo de austêmpera. Outro ponto a ser observado é o custo, pois se faz necessário um controle rigoroso do processo de fundição e segregação dos retornos de fundição, devido à presença de elementos de ligas (DORAZIL, 1986; MALLIA; GRECH; SMALLMAN, 1998).

2.1.3 Propriedades Mecânicas dos Ferros Fundidos Nodulares Austemperados

Os ADIs representam um novo grupo dos ferros fundidos, que possuem uma combinação de alta resistência e ductilidade, boa resistência ao desgaste e boas propriedades de resistência à fadiga. Tendo um aumento significativo de resistência, quando comparado a outras classes de ferro nodular, garantindo altos percentuais de alongamento. Quando comparados aos aços também apresentam uma boa combinação de resistência ao desgaste e fadiga, baixa densidade e baixo custo. (KEOUGH; HAYRYNEN, 2000; FAN et al., 1994; PUTATUNDA; GADICHERLA, 1999; GUESSER, 2009).

Segundo Brandenberg (2002) pode-se observar o aumento do limite de resistência à tração (LRT) e do limite de escoamento (LE) em relação ao aumento na dureza na matriz, observando-se que irá diminuir a ductilidade e tenacidade da liga, conforme se verifica na Figura 2.

Figura 2 - Propriedades do ADI em Função da Dureza Brinell (HB)



Fonte: BRANDENBERG, (2002)

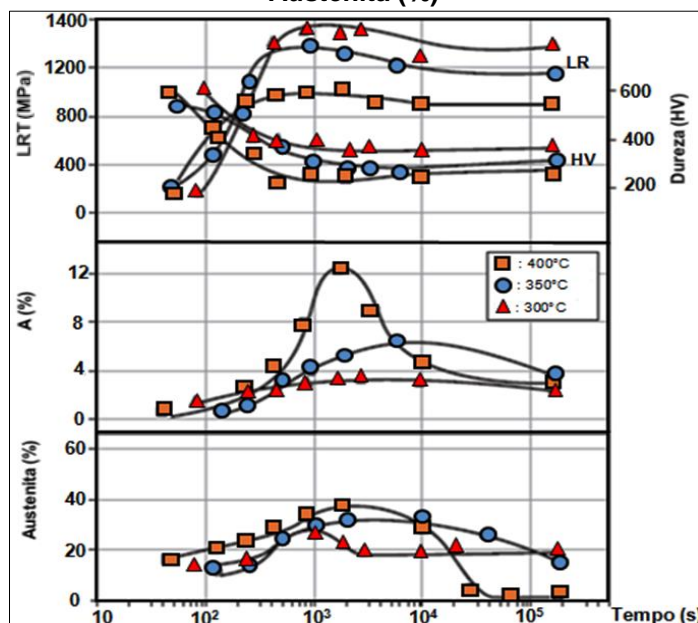
O diferencial do ADI está na sua microestrutura, pois possuem a ferrita acicular que é responsável pelo aumento de seu alongamento e a austenita que proporciona maior resistência mecânica e é esta relação entre a resistência mecânica e alongamento que o diferencia dos demais materiais. Esta microestrutura é obtida pelo processo de tratamento térmico controlado, que produz uma matriz única de ferrita

acicular e austenita retida garantindo propriedades superiores aos processos tradicionais (BRANDENBERG, 2002; LUSSOLI 2003, SOREMETAL,2002).

A temperatura de austêmpera é o principal determinante da resistência dos ADI, pois com a diminuição do tamanho da agulha da ferrita através da redução da temperatura de austêmpera ocorre também a diminuição do espaço livre médio para movimentação da discordância, aumentando assim a sua resistência (PUTATUNDA et al., 2006; PUTATUNDA; GADICHERLA, 1999).

A Figura 3 mostra experimentos de Dorazil (1986) que o limite de resistência a tração (LRT) e a dureza são maiores para temperaturas mais baixas de austêmpera pela formação de ferrita acicular mais refinada, porém o aumento da temperatura de austêmpera promove a formação de ferrita acicular mais grosseira aumentando a quantidade de austenita na ausferrita e conseqüentemente aumenta o alongamento (A). (DORAZIL, 1986; PUTATUNDA & GADICHERLA, 1999).

Figura 3 - As Propriedades do ADI com variações de Tempo, Temperatura de Austêmpera e Austenita (%)



Fonte: DORAZIL (1986)

A matriz do ADI pode suportar certa deformação antes da fratura durante a tração ou teste de impacto. Por exemplo, o alongamento do ADI (grau 1050/700/7 para a norma ASTM) pode atingir de 7 à 10% durante o ensaio de tração. No entanto, os nódulos de grafita não podem deformar-se e, portanto, são barreiras à deformação da matriz dando início a fissuras. Além disso, os carbonetos podem precipitar nas

placas de ferrita acicular ou nas interfaces ferrita/austenita, podendo também influenciar a fratura do ADI.

O ADI pode apresentar resistências à tração de até 1.600 MPa com cerca de 1% de alongamento e elevada dureza para aplicação de desgaste quando austemperado a temperaturas mais baixas (por exemplo, 260°C). Para situações onde a ductilidade é um fator determinante, sua resistência será na faixa de 1.000 MPa e alongamento até de 14%, sendo austemperados a temperaturas superiores (por exemplo, 316°C) (PUTATUNDA; GADICHERLA, 1999).

Enquanto o ADI tem propriedades mecânicas atraentes, também apresenta algumas limitações, devido a sua microestrutura consistir em austenita retida que é uma microestrutura mais dura que a ferrita acicular acaba causando problemas na usinagem deste tipo de material. (PUTATUNDA; GADICHERLA, 1999).

A Tabela 1 apresenta a classificação das ligas ADI de acordo com as suas propriedades de acordo com a norma ASTM A897/897M-06.

Tabela 1 - Propriedades Mínimas para as Classes de ADI conforme Norma ASTM A897/897M-06

Classe (Grau)	LRT (MPa)	LE (MPa)	A (%)	Dureza Brinell (HB)
750	750	500	11	241 - 302
1	900	650	9	269 - 341
2	1050	750	7	302 - 375
3	1200	850	4	341 - 444
4	1400	1100	2	388 - 477
5	1600	1300	1	402 - 512

LRT=Limite de Resistência a Tração; LE=Limite de Escoamento; A=Alongamento

Fonte: Adaptado de ASTM A897/897M-06 (2006)

Já para as propriedades de fadiga o aumento da austenita retida (estabilizada pelo carbono) através da temperatura, promove um aumento do limite de fadiga. Além da influência da nodularização e quantidade do número de nódulos que quando aumentados também aumentam o limite de fadiga (GUESSER, 2009; LIN 1998).

De acordo com Lin (1998) na Tabela 2 são apresentados valores de máxima resistência a tração e máxima resistência à fadiga em ADI com temperaturas de austêmpera de 300 e 360°C, com tempos de 180 e 120 minutos respectivamente.

Tabela 2 - Propriedades de Fadiga para ADIs a 300 e 360°C

	300°C/ 180 min	360°C/ 120 min
Limite de Resistência à Tração (MPa)	1340	1094
Limite de Escoamento (MPa)	1191	914
Alongamento (%)	0,97	3,86
Módulo de elasticidade (GPa)	170	161
Resistência ao Impacto (J)	130	146
Dureza (HRC)	45	38
Limite de fadiga - flexão rotativa (MPa)	380	400
Limite de fadiga - axial (MPa)	331	363

Fonte: LIN (1998)

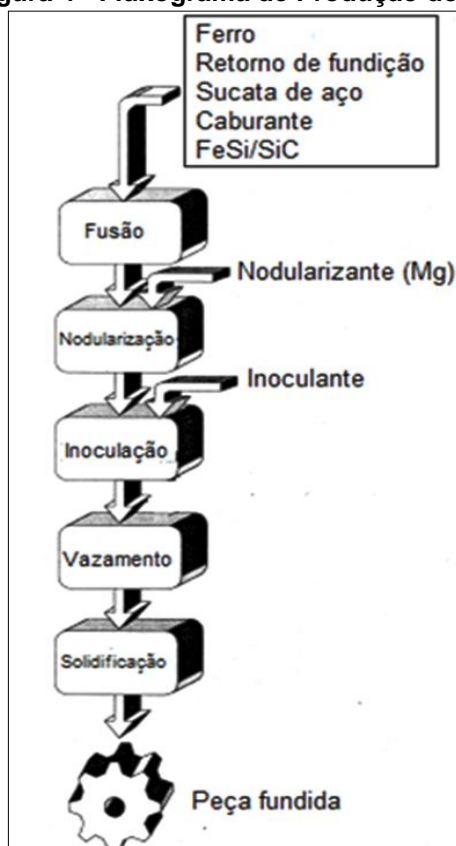
De acordo com os resultados apresentados pelo autor, o limite de resistência à tração e o limite de resistência à fadiga não são os mesmos e o tempo e temperatura de austêmpera influenciam tanto na resistência a tração, quanto na resistência à fadiga do ADI.

2.2 METALURGIA DO FERRO FUNDIDO NODULAR

O Ferro Fundido Nodular (FN) é uma liga ternária a base de ferro que contém um teor de carbono elevado (varia entre 3,0 a 4,0% C), sendo que excede sua solubilidade resultando na presença de carbono livre ou grafita disperso em uma matriz de ferro, além da presença de silício (varia entre 1,8 a 2,8% S). A composição química dos ferros fundidos é determinada pelo tamanho da seção a ser fundida e pelas propriedades mecânicas requeridas (SMITH, 2012).

No FN a grafita está presente na forma de nódulos que é promovido pela adição de elementos nodularizantes (magnésio) durante a solidificação a partir do ferro líquido antes do vazamento do metal, como mostra a Figura 4 o primeiro passo, após a fusão, na fabricação do ferro fundido nodular é a formação dos nódulos de grafita que é obtida através de um tratamento especial denominado nodularização, no qual elementos nodularizantes são adicionados ao ferro líquido. Além do processo de nodularização a Figura 4 sintetiza o processo básico para obtenção do ferro fundido nodular. (KEOUGH; HAYRYNEN; PIOSZAK, 2010; LABRECQUE; GAGNÉ, 1998).

Figura 4 - Fluxograma de Produção do FN



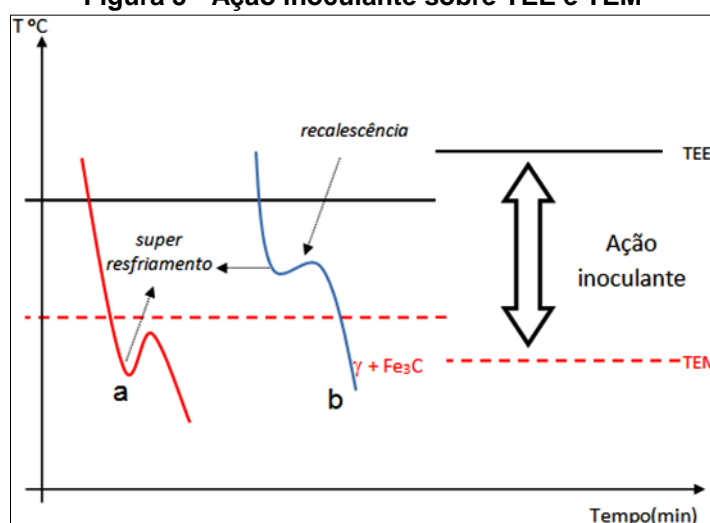
Fonte: Adaptado de LABRECQUE; GAGNÉ, (1998)

Embora seja necessária uma quantidade mínima de enxofre para a nucleação da grafita, o teor de enxofre em excesso deve reagir com o magnésio para assegurar a nodularização (LABRECQUE; GAGNÉ, 1998).

Como segundo processo tem-se a inoculação, como é mostrado na Figura 5, que evita a formação de carbonetos utilizando o recurso técnico da inoculação que consiste na introdução de compostos grafitizantes (inoculantes) antes do vazamento diminuindo o superresfriamento, isso faz com que a temperatura do líquido fique acima da temperatura eutética metaestável (TEM), onde se formariam os carbonetos. A inoculação tem como objetivo aumentar o número de núcleos do banho e como consequência reduz o superresfriamento alterando a temperatura de solidificação, a recalescência, a grafita formada e a matriz metálica, minimizando a segregação de solutos e afetando as propriedades mecânicas dos ferros fundidos (LUSSOLI, 2003; GUESSER, 2009).

A Figura 5 mostra a ação do inoculante nas temperaturas eutéticas estável e metaestável (TEE e TEM), onde a curva (a) representa o superresfriamento sem inoculação e a curva (b) representa o superresfriamento com inoculação.

Figura 5 - Ação inoculante sobre TEE e TEM



Fonte: Adaptado de ELLIOT (1998)

O número de nódulos de grafita formado por área durante a solidificação se dá em função do superresfriamento do metal e da quantidade efetiva da inoculação. Com um aumento na taxa de resfriamento (e superresfriamento) ocorre conseqüentemente um aumento no número de nódulos. Alguns fatores influenciam essa taxa de resfriamento, como, variando a capacidade de extração do molde, variando a seção da peça e temperatura de vazamento (SANTOS, 1989).

Então as propriedades mecânicas e a homogeneidade (maior ou menor segregação) da peça fundida estão diretamente relacionadas com o tamanho da grafita e a sua distribuição na matriz. Conforme Tabela 3, se tem a recomendação para ferros fundidos nodulares austemperado com relação à quantidade de nódulos e nodularização para espessuras de peças (CARMO, 2003; LUSSOLI, 2003).

Tabela 3 - Parâmetros de Nodularização em função da Espessura do Produto

Quantidade de Nódulos	150 Nódulos/mm ²
Grau de Nodularização	85% para peças com espessura maiores que 25 mm
	95% para peças com espessura maiores que 25 mm

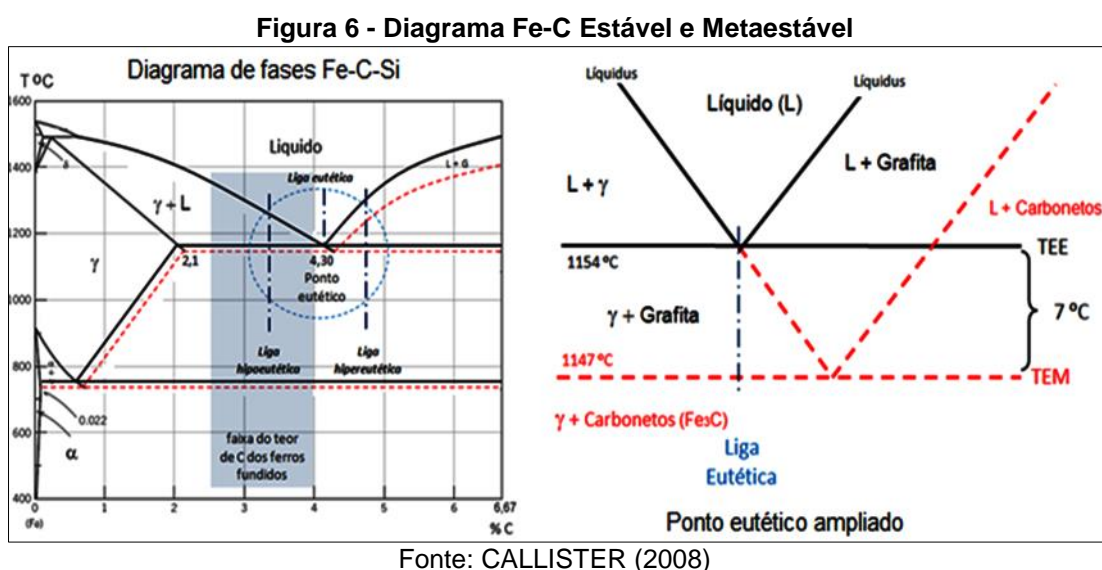
Fonte: Carmo (2003)

2.2.1 Reação Eutética

Durante o superresfriamento a solidificação eutética ocorre em um intervalo de temperatura que é determinado pelos elementos de liga e pela cinética de crescimento das fases, isto é, considerando a solidificação de um ferro fundido nodular hipoeutético com um elevado superresfriamento provocará a formação de carbonetos (Fe_3C),

microestrutura característica do ferro fundido branco, este fator se dá devido à temperatura metaestável ser atingida antes da nucleação da grafita, como mostrado na Figura 6. Assim dentro do intervalo de temperatura de 1147 a 1154°C proporcionará a formação de grafita e austenita. (LABRECQUE; GAGNÉ, 1998)

Esse intervalo de temperatura é demonstrado na Figura 6 através da sobreposição dos Diagramas Fe-C estável em linhas cheias (grafita livre) e o diagrama metaestável em linhas tracejadas (grafita combinada – Fe₃C), onde se observa a variação de temperatura permissível para formação da grafita, obviamente sem a ação do inoculante.



A grafitação ocorre pela combinação dos efeitos provocados pelo carbono, Si, P e outros que irão determinar a natureza da liga, isto é, se é hipoeutético, hipereutético ou eutético (LABRECQUE; GAGNÉ, 1998). Para isso é necessário determinar o carbono equivalente (CE) considerando os efeitos destes elementos no carbono que é principal elemento na formação da grafita, conforme mostrado na Equação 1.

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

Alguns elementos promovem a formação da grafita, como: Si, Co, Ni aumentando o intervalo de temperatura de 1147 a 1154°C e outros elementos reduzem esse intervalo, como: Cr, V, Ti diminuindo o intervalo de temperatura (LABRECQUE; GAGNÉ, 1998).

Assim, de acordo com o diagrama de equilíbrio Fe-C (Figura 6), é representado na Figura 7 as transformações metalúrgicas dos FN, para diferentes teores de carbono equivalente (CE) e temperaturas, onde pode-se determinar a solidificação de ferros nodulares hipoeutéticos pelas seguintes fases, entre as temperaturas TEE e TEM:

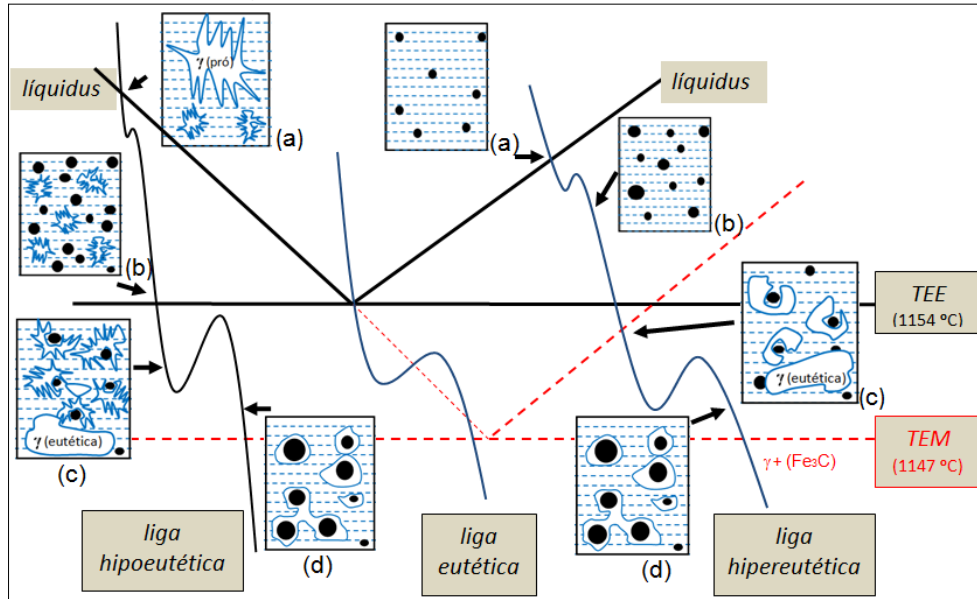
Na redução de temperatura, ao cruzar a linha liquidus a primeira fase há se precipitar é a austenita, formando as dendritas de austenita primária em meio ao líquido existente promovendo um aumento do C em meio ao líquido (a); se o superresfriamento ocorrer entre as temperaturas de 1154 a 1147°C, iniciará a formação dos nódulos de grafita (b); posteriormente o crescimento desses nódulos acontecerá pela difusão do carbono no líquido até as dendritas de austenita crescerem e formarem halos de austenita sólida em volta da grafita (c); então há a formação da austenita eutética no interior da austenita primária ou ao redor dos nódulos de grafita com crescimento das células eutéticas, envolvimento total dos nódulos, total liberação do calor latente e fim da solidificação (d) (COLPAERT, 2008; LUSSOLI, 2003; BALZER, 2003).

Já para a solidificação de ferros nodulares hipereutéticos, também apresentadas na Figura 7, têm-se as seguintes fases entre as temperaturas TEE e TEM:

Na redução da temperatura, ao cruzar a linha liquidus, ocorre a precipitação de grafita primária dentro do líquido, que ao ceder carbono reduz a concentração deste elemento (a); há crescimento do número e tamanho dos nódulos até chegar na TEE (b); quando se atinge a TEE, se o superresfriamento não ultrapassar TEM forma-se: grafita (eutética) e austenita eutética, que passa a encapsular os nódulos (c); após o total encapsulamento dos nódulos, há o crescimento das células eutéticas e com liberação do calor latente encerra-se a solidificação (d) (COLPAERT, 2008).

Na solidificação de um ferro fundido nodular eutético ocorre à decomposição do líquido diretamente em austenita e nódulos de grafita, não havendo a formação de fase primária, sendo o superresfriamento abaixo de TEE e acima de TEM. Formando os nódulos envolvidos pela austenita, logo após a o crescimento das células eutéticas até a solidificação (COLPAERT, 2008).

Figura 7 - Transformações Metalúrgicas dos FN para diferentes CE e Temperaturas



Fonte: SKUDLAREK (2016)

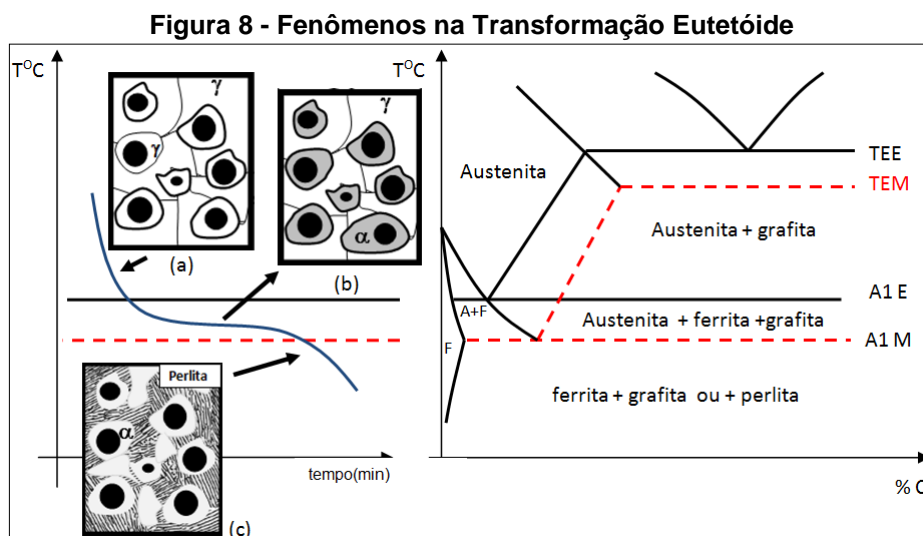
2.2.2 Reação Eutetóide

As propriedades dos FN dependem: do tamanho e forma dos nódulos e da composição da matriz. O crescimento dos nódulos após a reação eutética ocorre pela redução da solubilidade do carbono na austenita que os envolve, até atingir a temperatura de transformação eutetóide (LUSSOLLI, 2003).

A composição da matriz após a reação eutetóide é definida pela difusão do carbono (% C) para os nódulos de grafita, ou seja, a quantidade de carbono que ficar retida na austenita se transformará em perlita na matriz ou se a austenita ficar pobre em carbono devido a difusão do mesmo para ferrita essa matriz se tornará ferrítica. (SANTOS, 1989; VILELA, 2010).

A forma de decomposição depende da velocidade de resfriamento e do teor de carbono da austenita, com uma velocidade de resfriamento maior entre A1E e A1M, o carbono que não se decompôs em ferrita e grafita irá se tornar perlita.

Na Figura 8 ilustram-se as transformações ocorridas durante o resfriamento na reação eutetóide, onde se observa uma faixa de temperatura entre A1E (estável) e A1M (metaestável).



Fonte: Adaptado de MALLIA; GRECH; SMALLMAN (1998)

Os elementos que dificultam a difusão do carbono da austenita para a grafita são chamados perlitizantes (Mn, Cr e Cu), estabilizando a austenita e elevando a temperatura A1M. Já os elementos que facilitam a transição desse carbono da austenita para a grafita são chamados ferritizantes (Si, Ca, Ba), sendo o de maior influência o silício que diminui a solubilidade do carbono na austenita e promove a formação da matriz de ferrita (VILELA, 2010).

2.2.3 Influência dos Elementos de Liga

Nas regiões intercelulares e as regiões próximas a grafita ocorre a segregação dos elementos de liga, essa segregação tem importância no ciclo de austêmpera e nas reações do tratamento, pois afeta a microestrutura a janelas de processo e conseqüentemente as propriedades mecânicas dos ADI (CARMO, 2003).

O papel primário dos elementos de liga no ADI é proporcionar suficiente endurecimento à matriz, um elemento de liga pode retardar a estabilização da austenita, o que pode resultar na transformação da austenita em martensita após resfriamento até à temperatura ambiente, por várias razões, quer econômicas quer relacionadas com a qualidade, é utilizada uma combinação de elementos de liga, normalmente Mo, Ni, Cu e/ou Mn (este último frequentemente presente como um elemento de liga) (TRUDEL; GAGNE, 1997).

Os elementos como Si, Ni, Cu segregam para a interface grafita/metalo, isto é, para a parte sólida. Já os elementos como Mn, Cr, Mo, etc. segregam para os contornos das células eutéticas, para a parte líquida (CARMO, 2003).

O Si é um dos elementos de liga mais importantes nos ferros fundidos, no caso dos ADI ele proporciona dois efeitos: diminui a solubilidade do carbono e acelera a difusão na austenita, além de aumentar a temperatura de austenitização (CARMO, 2003).

O Ni aumenta a temperabilidade e também a ductilidade e a tenacidade e sua segregação é moderada para o contorno das células eutéticas, além de reduzir o tempo necessário para completar a reação austêmpera (TRUDEL; GAGNE, 1997; CARMO, 2003).

O Cu no ADI aumenta a austemperabilidade, porém seu teor não pode ultrapassar 0,8%, pois acima disso reduz a ductilidade e tenacidade. Mas economicamente sua aplicação é viável devido ao baixo custo (CARMO, 2003).

O Mn diminui a temperatura de austenitização e melhora a austemperabilidade, porém segrega nos contornos das células eutéticas e forma carbonetos diminuindo as propriedades mecânicas do ADI (CARMO, 2003; BALZER, 2003).

O Cr também segrega no contorno das células eutéticas, formando e estabilizando carbonetos eutéticos ou eutetóides nas regiões intercelulares. Em teores abaixo de 0,2% os efeitos de diminuição da ductilidade e resistência a fadiga são mínimos (CARMO, 2003).

O Mo é o elemento mais promissor no aumento da temperabilidade, como o Mn, o Mo segrega-se nos limites das células eutéticas durante a solidificação para formar carbonetos. Isso diminui significativamente sua ductilidade, resistência ao impacto e usinabilidade, portanto, sua utilização deve ser limitada para obter o endurecimento necessário de acordo com o tamanho da seção. (TRUDEL; GAGNE, 1997).

2.2.4 Adição e Dissolução do Níobio em Ferros Fundidos Nodulares

Há produção dos ADI com carbonetos exige da adoção dos mesmos critérios aplicados ao ADI convencional, exceto na formação dos carbonetos que são justamente os critérios desejados para alteração das propriedades.

A qualidade de produção destas ligas depende de dois fatores basicamente similares ao ADI convencional: obtenção do ferro fundido nodular com carbonetos e tratamento térmico de austêmpera.

Tanto os ADI convencionais quanto os ADI com carbonetos devem possuir nódulos esféricos bem distribuídos em matriz ferrítica, perlítica ou perlítica-ferrítica, evitando-se ao máximo a presença de grafitas degeneradas, inclusões, porosidades, rechupes entre outros (CARMO, 2003).

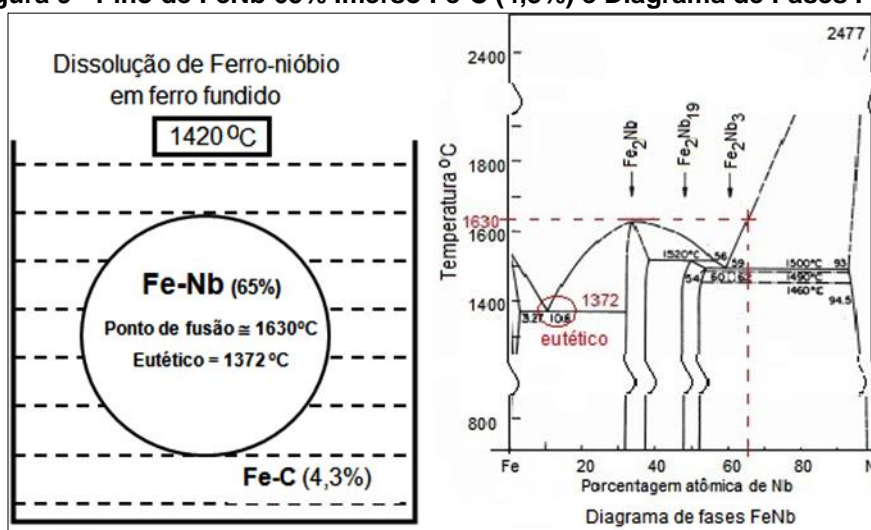
No ADI com carbonetos convencionais, especificações aceitáveis devem ter fração de carbonetos na faixa de 10% a 30% na matriz e grau de nodularização mínimo de 70%. Esta especificação é mais flexível do que nos FN e ADI, onde se aceita um mínimo de 85% para peças de espessura maior. Isso se deve ao fato de que a nucleação deve ser menor visando-se buscar a estabilização de carbonetos (KING, 2010).

Considerando a adição de nióbio, a maioria dos trabalhos menciona que este elemento é um nucleante de grafita e refinador de perlita, grafita e das células eutéticas (ALIAS et al., 2012; MOHRBACHER, 2010; SOUZA, 2012; WENBIN et al., 2011).

A forma mais comum de adição de Nb em ferros fundidos é com a liga de ferro-nióbio 65% (Fe-Nb-65) fragmentado, contendo elementos residuais como: silício, alumínio e titânio. Também podem ser usadas alternativas como ferro-nióbio carburado em pó, nióbio metálico e briquetes exotérmicos contendo ferro-nióbio em pó (SILVA et al., 2000).

A dissolução de nióbio é favorecida pelas condições de movimentação do banho. Silva et al., (2000) realizou experimentos para avaliar a dissolução do FeNb em ferro fundido. Foram mergulhados pinos de FeNb 65% em uma liga de ferro fundido com 4,3% C (Fe-C) a 1420°C conforme ilustrado na Figura 9.

Figura 9 - Pino de FeNb 65% Imerso Fe-C (4,3%) e Diagrama de Fases FeNb

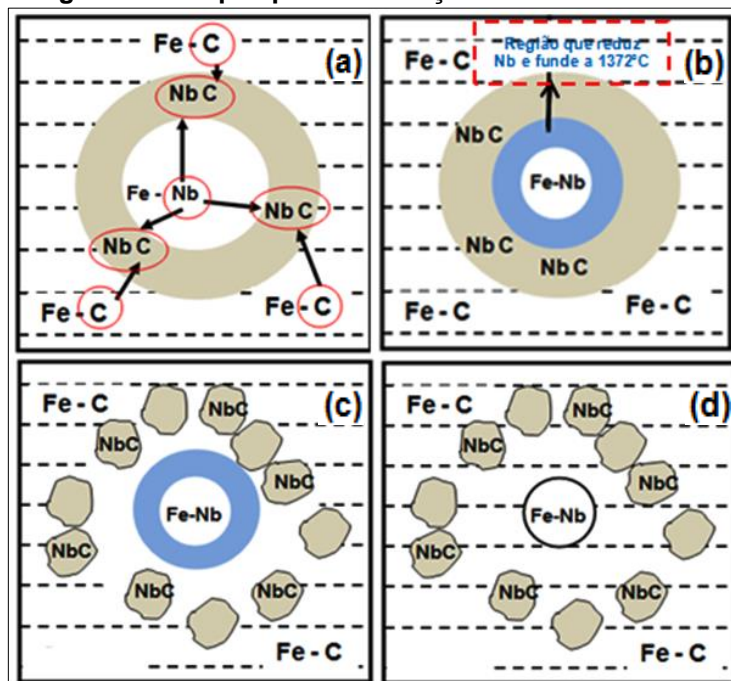


Fonte: SCKUDLAREK (2016)

O FeNb 65% tem uma temperatura de fusão de aproximadamente 1630°C de acordo com o diagrama de fases FeNb. Considerando-se que a liga de ferro está em temperatura inferior (1420°C), a dissolução se torna difícil.

No entanto ocorre uma sequência de fenômenos que viabilizam o processo de dissolução, a primeira reação (Figura 10a) é a carbonização superficial do ferro-nióbio, onde o FeNb 65%, assim como Fe-C (4,3%) cedem átomos de Nb e C respectivamente, formando uma camada de carboneto de nióbio (NbC) na região de interface (Fe-Nb e Fe-C), logo após ocorre a fusão da camada intermediária entre FeNb e o NbC, sendo que a medida em que o FeNb cede Nb para formar a camada de NbC, ocorre o empobrecimento deste elemento, fazendo sua composição baixar para o eutético da liga à 1372°C, ocorrendo a fusão da camada intermediária entre FeNb e o NbC (Figura 10b). Na terceira etapa (Figura 10c) há um colapso mecânico da camada carburada e liberação do NbC para o banho e por fim há uma nova exposição da superfície do ferro-nióbio ao ferro fundido. Uma vez liberadas as partículas de NbC para o banho, a superfície do FeNb fica exposta novamente e o ciclo repete-se sucessivamente até a completa dissolução (Figura 10d), a Figura 10 representa esquematicamente as etapas do processo de dissolução descritos (SILVA et al., 2000; MOHRBACHER, 2010).

Figura 10 - Etapas para Dissolução do NbC no Banho



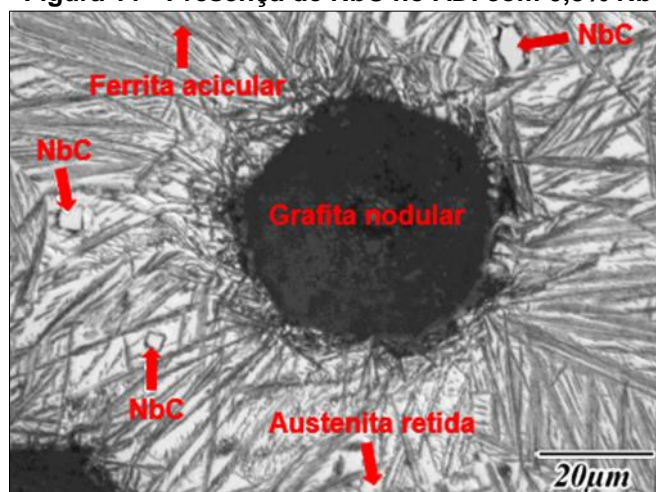
Fonte: SCKUDLAREK (2016)

2.3 FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO COM NIÓBIO

O uso de Nb em ferros fundidos são utilizados na condição de ligas e microligas com a finalidade de produzir carbonetos de nióbio (NbC). A elevada dureza destes carbonetos dispersos na matriz, agrega resistência ao desgaste. De acordo com Vatajuk (1998) o carboneto de nióbio (NbC) apresenta como propriedades físicas uma dureza Vickers de 2.400 HV e uma temperatura de fusão de 3.575°C. A formação de NbC proporciona maior resistência ao desgaste, mas afeta também o limite a resistência podendo formar carbonetos poligonais prismáticos e eutéticos onde sua morfologia e distribuição influenciam nas propriedades desejadas (SILVA et al., 2000).

A Figura 11 mostra a estrutura ausferrítica típica do ADI com 0,3% Nb onde se pode observar a presença das partículas NbC na microestrutura ausferrítica. Essa estrutura da matriz influencia o efeito do nióbio na resistência mecânica e ao desgaste da liga e também tem efeito nas propriedades de fadiga (BEDOLLA, 2016).

Figura 11 - Presença de NbC no ADI com 0,3% Nb

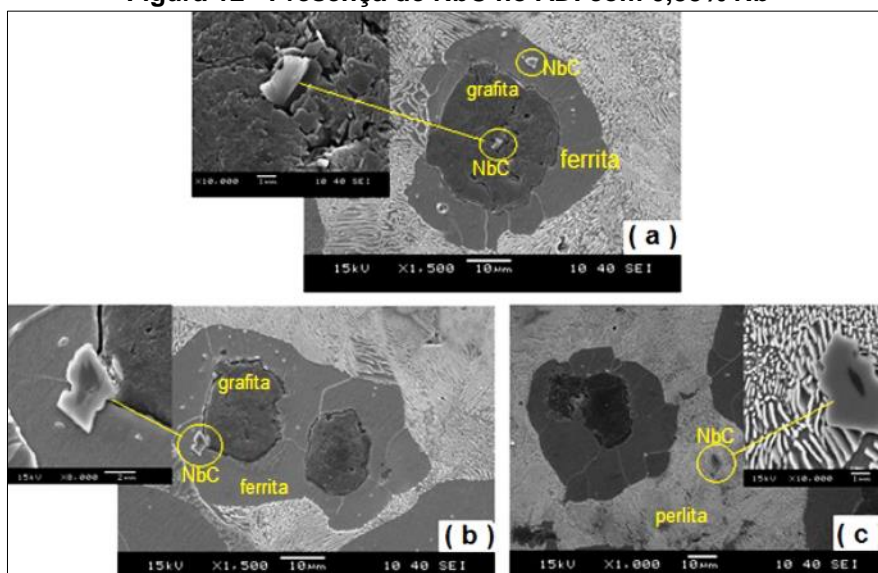


Fonte: BEDOLLA (2016)

De acordo com Krmasha (2017) em amostras de ADI austemperadas à 280 e 360°C, tempo de austêmpera de 1 h e com 0%; 0,3%; 0,6% e 0,9% Nb mostrou que as agulhas de ferrita nas amostras sem Nb são mais grosseiras (ausferrita mais grossa), do que nas amostras contendo Nb. A ausferrita mais refinada foi observada na liga com 0,9% Nb, o que pode melhorar as propriedades mecânicas da liga. Para as amostras austemperadas a 360°C por 1 hora, ausferrita da amostra sem Nb é mais grossa que a das amostras contendo Nb, apresentando o mesmo comportamento a uma temperatura de 280°C, porém com menor intensidade de martensita e elementos segregantes nos limites das células eutéticas das amostras.

Segundo Skudlarek (2016) o efeito do Nb é eficaz na homogeneização do tamanho e distribuição da grafita, mantendo o grau de nodularização nos mesmos patamares em ligas de FN sem Nb. Também as partículas de NbC servem como substrato para a nucleação da grafita, uma vez que se formam em temperaturas mais elevadas, conforme é mostrado na Figura 12 onde são encontrados no centro da grafita e camada de ferrita que envolve a grafita (a); parcialmente na grafita e na ferrita no contorno da grafita (b); e em regiões distantes da grafita, na perlita (c).

Figura 12 - Presença de NbC no ADI com 0,35% Nb



Fonte: SCKUDLAREK (2016)

De acordo ainda com Skudlarek (2016), o ADI com 0,35% Nb apresentou ausferrita mais refinada do que o ADI sem Nb, para ambas as temperaturas de austêmpera (320 e 360°C), destacando-se que a 320°C a ausferrita é mais refinada do que a 360°C (com ou sem Nb). A presença de NbC na microestrutura do ADI-0,35% Nb, demonstra que não há dissolução do mesmo no tratamento térmico de austêmpera.

2.3.1 Histórico Dos Ferros Fundidos Nodulares Austemperados Com Carbonetos

Em 1990 surgiram pesquisas do ferro fundido nodular austemperado com carbonetos obtidos pela adição de elementos estabilizadores (Cr, Mo, V e Ti), tendo como objetivo incorporar além da tenacidade proporcionada pela matriz ausferrítica obtida pelo tratamento de austêmpera à resistência ao desgaste dos carbonetos, sendo esses produzidos sob condições controladas, tornando esse tipo de material um forte concorrente para ligas de ferro fundido branco ao cromo, aço manganês e o ADI sem carbonetos. Tendo em 1991 a primeira aplicação comercial do ADI com carbonetos pela empresa *Carroll County Agricultural, Virginia – USA* juntamente com a *G & C Foundry CO. Inc. de Ohio – USA*, na ocasião produziram uma liga de ferro fundido nodular com carbonetos austêmpera, atendendo perfeitamente às necessidades do cliente (KEOUGH; HAYRYNEN; POPOVSKI, 2012).

O grande impulso do ADI com carbonetos foi em 2000, quando a John Deere anunciou publicamente na revista SAE Off Highway, a utilização destas ligas em vários componentes agrícolas de alta performance.

De acordo com Keough et al. (2012) estas ligas são em média 18% mais baratas que os ferros fundidos brancos, possuem resistência ao desgaste igual ou maior que os aços ao manganês com custo igual ou menor e mais resistentes ao desgaste do que os ADI grau 5, segundo a ASTM A897/897M-90.

As ligas de ADI com carbonetos tradicionais são fabricadas através da introdução de carbonetos intercelulares pela adição elementos estabilizadores como: manganês, cromo, molibdênio, titânio e vanádio (KEOUGH; HAYRYNEN; POPOVSKI, 2012).

Segundo Nylén (2007), o emprego do nióbio (Nb) em ferros fundidos é uma tecnologia nova se comparada com o uso do mesmo em aços, onde as ocorrências são pela ordem para: ferros fundidos brancos, cinzentos e nodulares. Adições de nióbio (Nb) para a obtenção de ADI com carbonetos também despertando interesse quando a resistência ao desgaste é o foco.

Experiências recentes revelaram que adições de Nb para a obtenção de ADI com carbonetos, tanto em condições de liga, como microligado ao vanádio, proporcionaram ganhos de resistência mecânica, tenacidade e ao desgaste. Destaca-se que as ligas mesmo contendo carbonetos duros de nióbio, ainda apresentam valores importantes para o alongamento. No caso de microligas com nióbio e níquel, o alongamento chega a 9% (PADAN, 2012). Já Abdullah et al., (2012) e Souza (2012), chegaram a valores de 11,4% e 11,3% de alongamento, com adições de 0,25% e 0,23% de nióbio respectivamente.

As dificuldades para a expansão do mercado dos ADI com carbonetos, baseiam-se em fatores muito parecidos com os limitantes ao uso dos ADI, tendo sua diferença básica nos ADI com carbonetos que ainda não são padronizados. Além disso, a produção dos mesmos exige um rigoroso controle de variáveis de fundição e tratamento térmico e nem sempre as indústrias dispõem de estrutura adequada (MACHADO, 2007).

2.3.2 Aplicações dos Ferros Fundidos Nodulares Austemperados com Carbonetos

Para os ADI com carbonetos de Nb ainda não se tem registros do seu uso comercial, então suas aplicações se baseiam em ADI com carbonetos convencionais como: cromo, manganês, titânio e vanádio (NOFAL, 2013).

A aplicação dos ADI com carbonetos tem se restringido principalmente em componentes para colheitadeiras, onde há contato direto com o solo e que provoca seu desgaste prematuro. A Figura 13 ilustra alguns componentes agrícolas em ADI com carbonetos, utilizado pela John Deere para uso em solos (BRANDENBERG, 2002).

Figura 13 - Componentes Agrícolas Utilizados pela John Deere produzido em ADI com Carbonetos



Fonte: BRANDENBERG (2002)

No Quadro 1 apresenta-se algumas aplicações do ADI com carbonetos em diversos setores da indústria (NOFAL, 2013).

Quadro 1 - Aplicação do ADI com Nb em Diversos Setores

Setor	Aplicações
Automotivo	Virabrequim, Árvores de cames, Componentes de direção, Componentes de Suspensão, Árvores de comando de válvulas
Industrial	Corpos, Virabrequim, Eixos de transmissão, Componentes de bombas, compressores, rotores, chapas, trilhos, rolos de moagem.
Ferroviário	Acoplamentos, partes de contato de suspensão, placas de desgaste, funil de escoamento de cereais para vagões
Agrícola	Rippers, engrenagens, placas de desgaste, peças para arado, dentes de debulhadeiras de cereais, partes de enfardadeiras entre outros.
Construção e Mineração	Dentes de escavadeiras, rippers, escarificadores, martelos e bolas para moinho, rolos de moagem, rolos trituradores, tubos e calhas de transporte, pratos, entre outros.

Fonte: Adaptado de FULLER (1985); KAHN; CHEN (2004); NOFAL (2013).

O ADI com carbonetos apresenta como uma das suas principais desvantagens a baixa usinabilidade devido a formação dos carbonetos, fazendo com que os componentes tenham que ser fabricados sem que haja praticamente o processo de usinagem, além de seus retornos de fundição terem que ser extremamente controlados e segregados em caso de uso, gerando altos custos para sua produção. Na Figura 14 são apresentados resumidamente algumas vantagens e desvantagens na expansão do mercado do ADI com carbonetos (NOFAL, 2013).

Figura 14 - Vantagens e Desvantagens da Evolução do Emprego do ADI com Carbonetos



Fonte: NOFAL (2013)

2.3.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS DO ADI COM NIÓBIO

As ligas de ADI com nióbio não são regidas por uma norma técnica, por estarem em caráter exploratório e não terem muitos resultados disponíveis em literatura e suas aplicações desconhecidas. Por esses motivos o desenvolvimento de ligas de Nb não são regidas por normas técnicas e, portanto, enquadra-se as propriedades dos ADI com Nb, em boa parte aos ADI convencionais em classes intermediárias da norma ASTM A897/897M-06.

Então com a finalidade de se observar parâmetros de comparação entre o ADI com Nb e outras ligas, escolheu-se o ADI convencional (sem carbonetos) como referência, que é apresentado na Tabela 1.

Pesquisas recentes realizadas por Abdullah et al., (2012) demonstraram os efeitos positivos da adição de nióbio sobre a microestrutura e propriedades mecânicas do ADI com Nb. Os autores usaram teores de Nb de 0,25% para uma liga com composição conforme a Tabela 4.

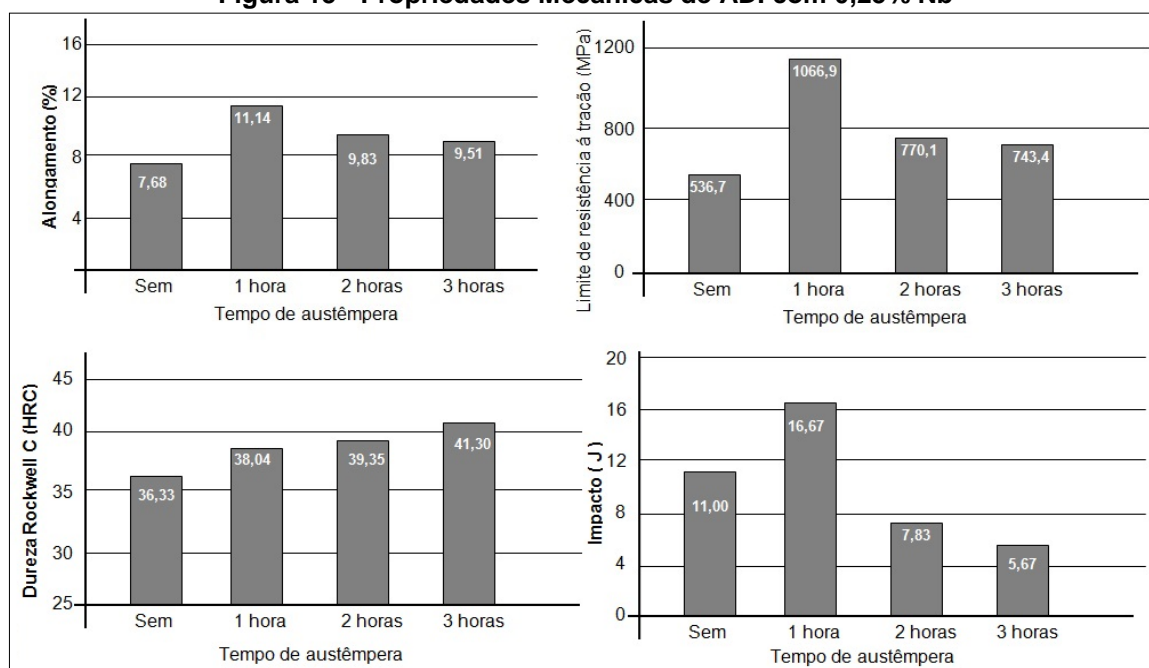
Tabela 4 - Composição química do ADI com 0,25% Nb

Liga	Composição química (%)								
	C	Si	Mn	P	Cu	Ni	Mg	Nb	Fe
ADI com Nb	3,53	1,83	0,40	0,078	0,68	0,51	0,402	0,254	92,21

Fonte: ABDULLAH et al., (2012)

O trabalho foi pautado na avaliação das propriedades mecânicas em função do tempo de austêmpera de 1, 2 e 3 horas a temperatura de 350°C, austenitizado a 900°C. Concluíram que o tempo de austêmpera de 1 hora apresenta a melhor combinação de propriedades com resistência a tração 1.066 MPa, alongamento 11,14% e 38 HRC de dureza. Os ensaios compararam as propriedades variando-se os tempos de austêmpera de 1, 2 e 3 horas. Na Figura 15 são apresentados os resultados das propriedades mecânicas em função do tempo de austêmpera para ADI com 0,25%Nb (ABDULLAH et al., 2012).

Figura 15 - Propriedades Mecânicas de ADI com 0,25% Nb



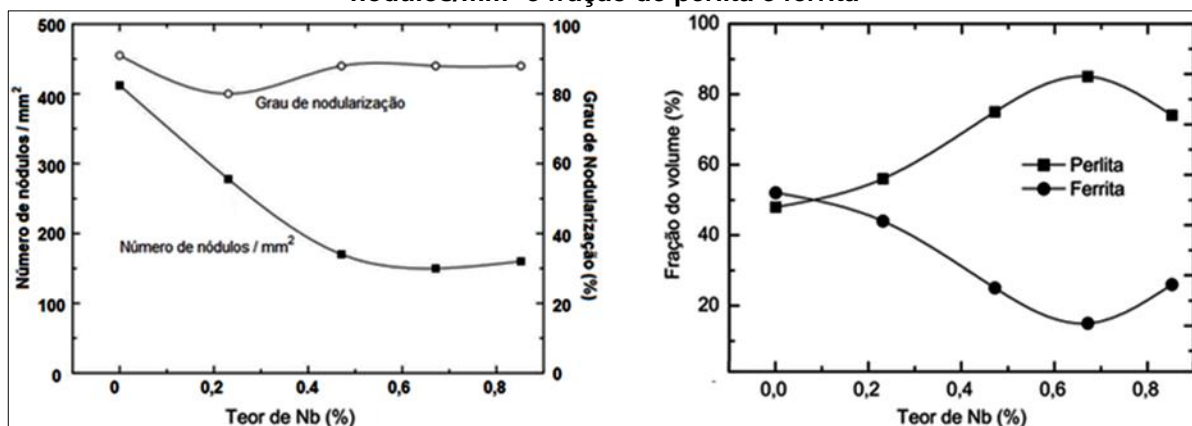
Fonte: ABDULLAH et al. (2012)

A tenacidade apresenta comportamento similar a resistência a tração e ao alongamento com melhor performance no tempo de austêmpera de 1 hora. A partir de 1 hora, há uma queda substancial na tenacidade chegando-se a valores menores que os do ferro fundido nodular com Nb sem tratamento térmico. Já a dureza apresenta valores sempre crescentes com o aumento do tempo de austêmpera. (ABDULLAH et al., 2012).

Em experimentos realizados por Souza (2012) foram estudadas ligas de FN e ADI com teores de nióbio variando de 0,23%, 0,47%, 0,67% e 0,85%. As ligas foram austemperadas durante 1,5 horas a 360°C com austenitização a 900°C, investigando-se o comportamento da microestrutura e propriedades.

Quanto a microestrutura destaca-se o decréscimo do número de nódulos na medida que o Nb foi adicionado. Já em relação a matriz no estado bruto de fusão, destaca-se a tendência perlitizante do Nb. Na Figura 16 ilustra-se o comportamento do número de nódulos/mm², grau de nodularização e a fração de perlita e ferrita em função do teor de Nb.

Figura 16 - Efeito do teor de Nb sobre o grau de nodularização e na quantidade de nódulos/mm² e fração de perlita e ferrita



Fonte : SOUZA (2012)

Em experimentos recentes realizados por Skudlarek (2016), foi comparado ligas de ADI com temperaturas de austêmpera de 320 e 360°C e tempos de austêmpera de 15, 30, 60 e 90 minutos com ligas de ADI contendo 0,35% Nb com temperaturas de austêmpera de 320 e 360°C e tempos de austêmpera de 15, 30, 60 e 90 minutos, tendo suas composições químicas apresentadas na Tabela 5.

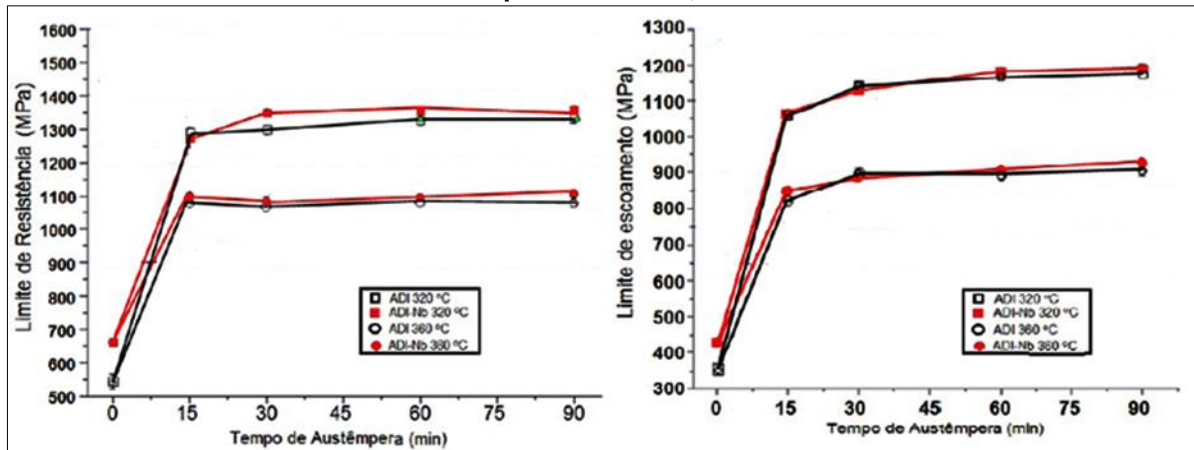
Tabela 5 - Ligas de FN sem e com 0,35% Nb

Liga	Composição Química (%)									
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Mg	Mo	Nb	CE
ASTM 80.55.06	3,4/3,8	2,3/2,8	0,2	0,08	0,02	0,4	0,04/0,06	0,1/0,2	-	4,3/4,4
FN sem Nb	3,53	2,32	0,17	0,08	0,017	0,19	0,035	0,22	0	4,3
FN com 0,35%Nb	3,41	2,46	0,18	0,074	0,016	0,19	0,034	0,22	0,35	4,2

Fonte: SCKUDLAREK (2016)

De acordo com os resultados apresentados se evidenciou que amostras austemperadas em todos os tempos, apresentam maior limite de resistência a tração (LRT) e escoamento (LE) em relação às amostras brutas de fundição, mas o LRT não apresentou resultados significativos na amostras austemperadas sem e com 0,35% Nb. Nota-se que as amostras austemperadas à 320°C apresentaram valores superiores de LRT em relação as amostras austemperadas a 360°C o mesmo acontecendo com o LE, conforme se apresenta na Figura 17. Segundo o autor isso ocorre devido a presença de ausferrita mais refinada (SCKUDLAREK, 2016).

Figura 17 - Limite de Resistência a Tração (LRT) e Escoamento (LE) nas Amostras Austemperadas com 0,35% Nb

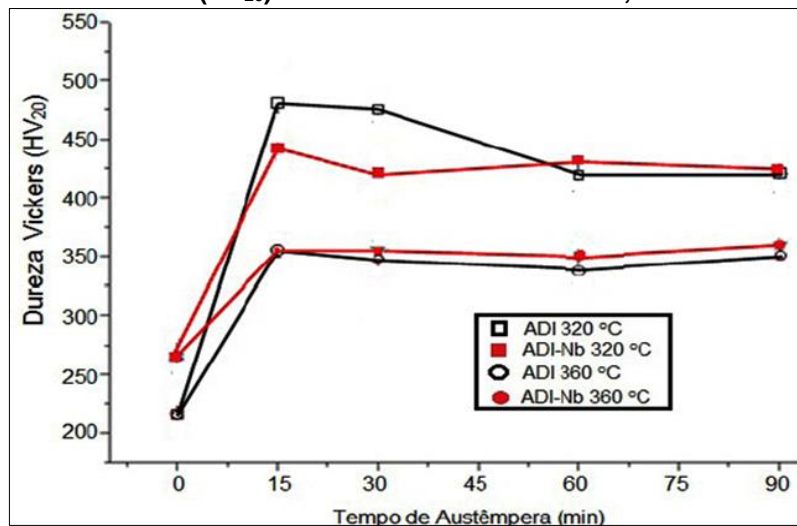


Fonte: SCKUDLAREK (2016)

Percebe-se também que as amostras com 0,35% Nb apresentam LRT e LE, levemente superiores às amostras sem Nb, para todas as condições de austêmpera.

De acordo com Skudlarek (2016) para macrodureza Vickers (carga de 20 kgf) nas amostras sem e com adição de 0,35% Nb, se verifica nos resultados que as amostras sem Nb apresentam menor dureza do que as amostras com 0,35% Nb. Também se observa que as amostras sem e com 0,35% Nb austemperadas, apresentam maior dureza do que as amostras brutas de fundição e para temperatura de austêmpera de 320°C as amostras apresentam maior dureza comparadas a de 360°C, conforme os resultados mostrados na Figura 18.

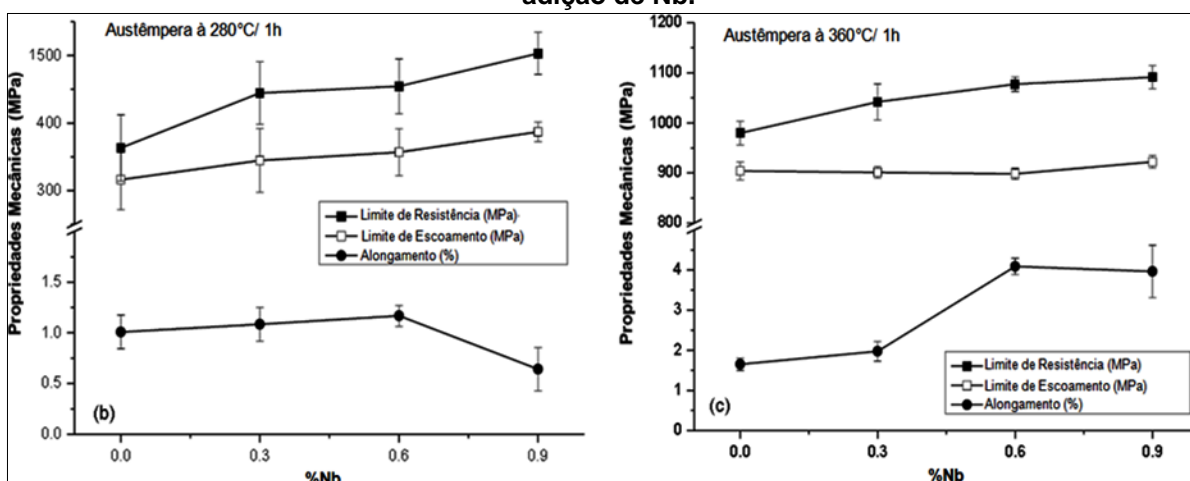
Figura 18 - Dureza Vickers (HV₂₀) das Amostras sem e com 0,35% Nb e Austemperadas



Fonte: SCKUDLAREK (2016)

Krmasha (2017) em amostras de ADI austêmperadas à 280 e 360°C, tempo de austêmpera de 1 hora e com 0%; 0,3%; 0,6% e 0,9% Nb mostram que o aumento do teor de Nb aumenta o limite de escoamento e o limite de resistência das ligas, como pode ser mostrado na Figura 19. Esse comportamento pode estar relacionado ao refinamento da ausferrita promovido pelas partículas NbC, ou seja, elas atuam como núcleos para a transformação da austenita em ausferrita.

Figura 19 - Limite de Escoamento, de Resistência e Alongamento (%) para ADI em função da adição de Nb.

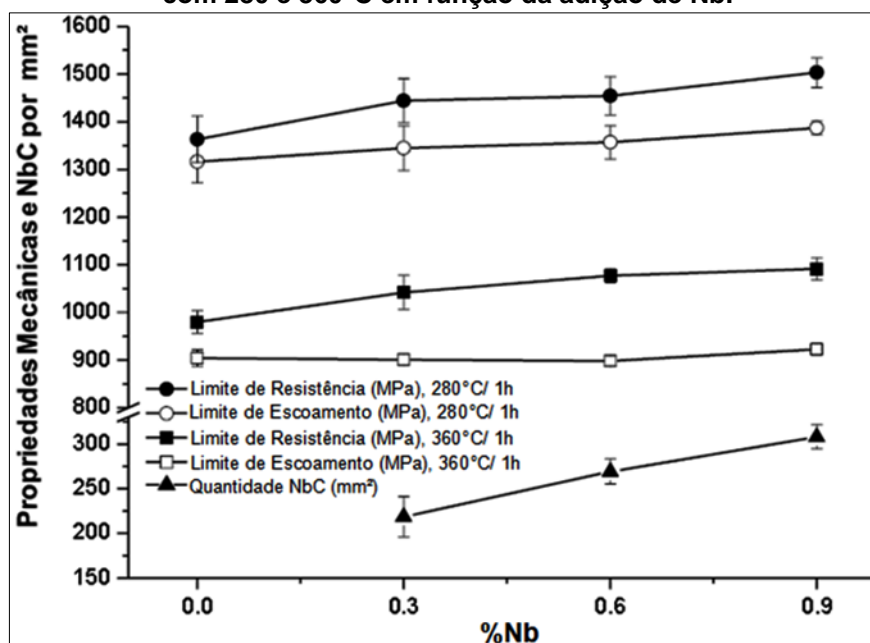


Fonte: KRMASHA (2017)

Independentemente da temperatura de austêmpera, tanto o limite de escoamento quanto o limite de resistência aumentaram em função da adição de Nb. Os valores de resistência das ligas austemperadas a 280°C foram maiores que os das ligas austemperadas a 360°C (KRMASHA, 2017).

A Figura 20 mostra os valores de resistência mecânica e quantidade de partículas de NbC/mm² das ligas austemperadas a 280 e 360°C em função da adição de Nb. Pode-se observar um aumento gradual das partículas de NbC com o aumento do teor de Nb gerando valores de resistência mecânica maiores, que resulta do efeito de refino da ausferrita pelos NbC. A Figura 20 também mostra que a temperatura de austêmpera tem um efeito mais intenso sobre os dados de resistência do que as partículas de NbC no refinamento da estrutura da ausferrita (KRMASHA, 2017).

Figura 20 - Limites de Escoamento, Resistência e Quantidade de Partículas de NbC para ADI com 280 e 360°C em função da adição de Nb.

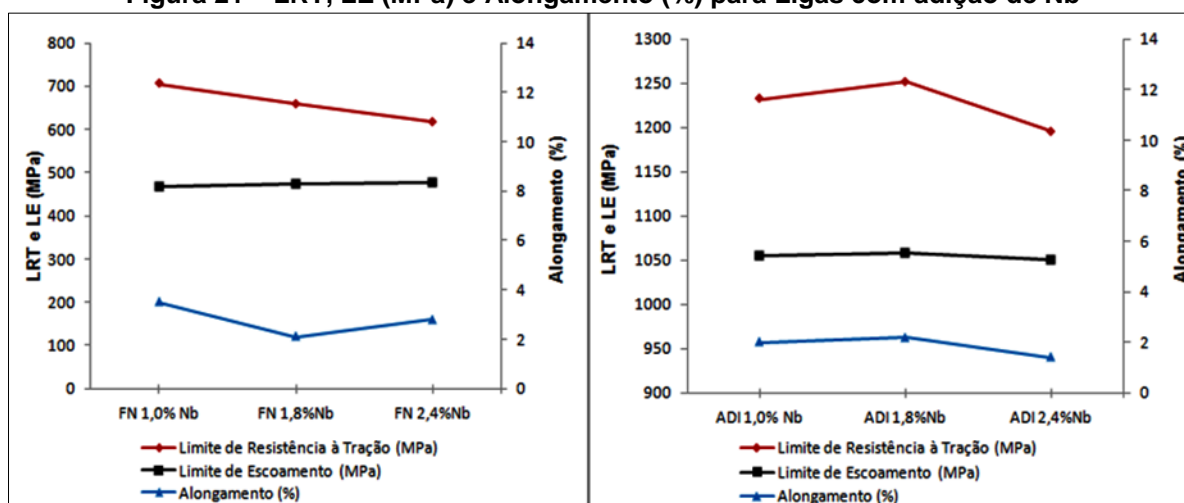


Fonte: KRMASHA (2017)

Em seus estudos Krmasha (2017) concluiu que para aplicações de alta resistência e desgaste, pode ser recomendado utilizar ADI contendo 0,6% Nb e austemperado a 280°C e para aplicações de impacto, pode ser recomendado usar ADI contendo 0,6% Nb e austemperado a 360°C, todos com tempo de austêmpera de 1 hora.

Já Pimentel (2016) mostrou em seus experimentos, que a combinação de limite de resistência à tração (LRT), limite de escoamento (LE) e alongamento (%) apresentaram uma combinação melhor de valores para a liga de FN com 1,0% Nb e as ligas austemperadas apresentaram uma melhor combinação de resultados para as ligas de ADI com 1,0 e 1,8% Nb, conforme se ilustra na Figura 21.

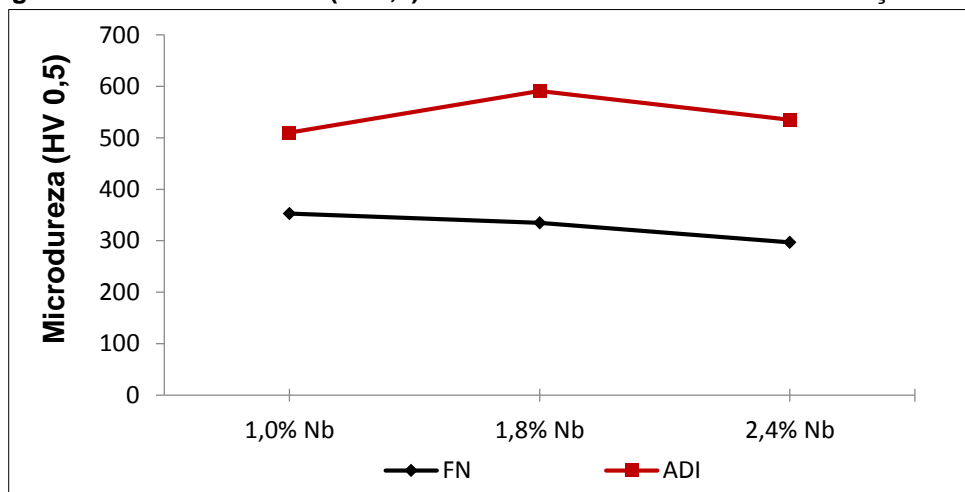
Figura 21 – LRT, LE (MPa) e Alongamento (%) para Ligas com adição de Nb



Fonte: PIMENTEL (2016)

Pimentel (2016) mostra os resultados para microdureza Vickers ($HV_{0,5}$) em amostras de FN e ADI com adição de várias porcentagens de Nb, sendo os ensaios realizados em amostras antes e depois do tratamento térmico de austêmpera (310°C por 110 min), conforme se apresenta na Figura 22.

Figura 22 - Dureza Vickers ($HV_{0,5}$) das Amostras de FN e ADI com Adição de Nb



Fonte: PIMENTEL (2016)

Verifica-se nos resultados que todas as amostras sem austêmpera apresentam menor dureza do que as amostras austemperadas. Também se observa que ocorreu um decréscimo nos valores de dureza com o aumento na adição de Nb para as amostras de FN. Já as amostras austemperadas com 1,0% Nb e 2,4% Nb apresentaram valores similares, onde a maior dureza se mostrou nas amostras austemperadas com 1,8% Nb (PIMENTEL, 2016).

2.4 TRATAMENTO TÉRMICO DE AUSTÊMPERA EM FERROS FUNDIDOS NODULARES

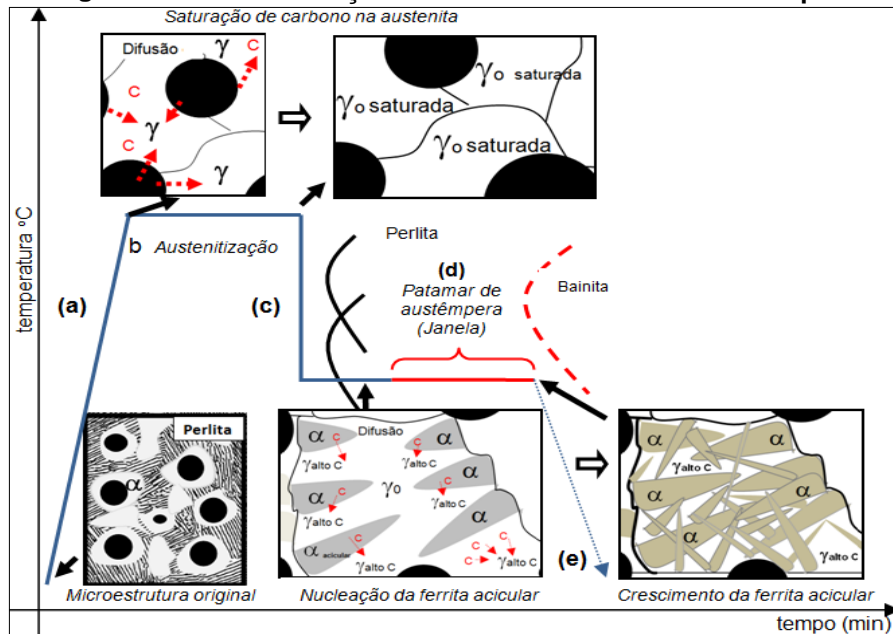
O objetivo do tratamento de austêmpera é transformar a matriz ferrítica, perlítica ou ambas em uma matriz ausferrítica, embora a matriz perlítica seja geralmente empregada para produção de ADI, pois facilita a dissolução do carbono na austenita durante o tratamento térmico e tornando-a mais rica em carbono e mais estável. Essa microestrutura é transformada em ferrita acicular e austenita estável de alto carbono.

Do contrário para matriz ferrítica se terá o carbono somente dos nódulos isso faz com que a austenita fique mais pobre em carbono ao final do processo. (TRUDEL; GAGNE, 1997; LUSSOLI, 2003).

De acordo com Reed et al., (2003) e conforme Figura 23 onde é ilustrada a curva TTT (tempo, temperatura e transformação) para os ferros fundidos, apresentando-se a região e o ciclo da reação de austêmpera onde a ausferrita é formada, pode-se dividir o processo de austêmpera nas seguintes etapas:

- 1° Etapa:** Austenitização completa do FN entre 800 a 950°C (a);
- 2° Etapa:** Manutenção do tempo de austenitização completa, considerando 1 hora/polegada, em relação ao tempo e tamanho da peça (b).
- 3° Etapa:** Resfriamento rápido à temperatura de austêmpera entre a temperatura de transformação perlítica e transformação martensítica de 250 a 400 °C (c).
- 4° Etapa:** Manter durante um determinado tempo (janela do processo) à temperatura de austêmpera seguido de resfriamento lento ao ar até à temperatura ambiente (d-e).

Figura 23 - Transformações ocorridas no Ciclo de Austêmpera



Fonte: SCKUDLAREK (2016)

No processo de austêmpera a matriz original influenciará diretamente na microestrutura do ADI, pois se a matriz for ferrítica se terá somente o carbono dos nódulos de grafita para saturar a austenita pelo mecanismo de difusão, deixando-a pobre em carbono e menos estável, porém se a matriz for perlítica pode se proporcionar uma austenita muito mais rica em carbono, devido ao carbono existente da própria perlita na matriz e também do carbono dos nódulos que migraram para matriz, proporcionando uma austenita mais estável e rica em carbono.

Assim como a temperatura também controla o teor de carbono na austenita afetando sua estrutura e propriedades e seu tempo de austenitização que garante a total transformação da austenita saturada com carbono (TRUDEL; GAGNE, 1997; LUSSOLI, 2003).

2.4.1 Temperatura e Tempo de Austenitização e Resfriamento

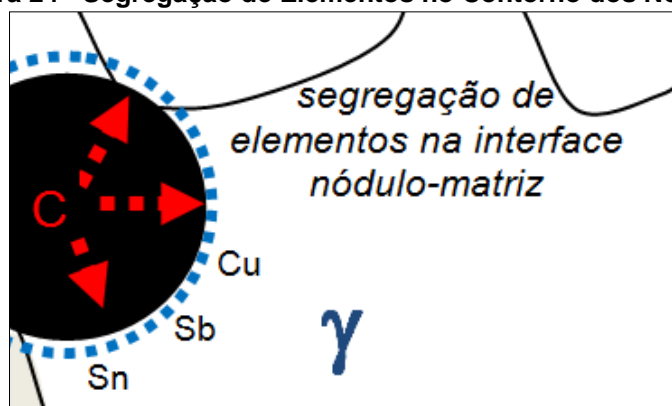
A temperatura de austenitização deve garantir que toda microestrutura forme austenita saturada em carbono, proveniente dos nódulos (difusão). A saturação depende da microestrutura original e da temperatura e tempo de austenitização. (CARMO, 2003; LUSSOLI, 2003).

Essa temperatura de austenitização varia na faixa de 825 a 950°C, não podendo ser ultrapassada em 982°C para evitar o crescimento das células eutéticas

e a formação de agulhas grosseiras de ferrita, que reduzem suas propriedades mecânicas. A composição química também influencia na temperatura de austenitização, pois as formações indesejáveis de carbonetos poderão surgir na estrutura bruta de fundição, exigindo um aumento na temperatura e/ou no tempo de austenitização, assim como a presença de Mn reduz essa temperatura (CARMO, 2003).

O tempo de austenitização dependerá de dois fatores: o tipo de matriz fundida e a mobilidade do carbono dos nódulos nessa matriz. Pois para uma matriz de ferrita se faz necessário um maior tempo de austenitização quando comparada a uma matriz de perlita, como já explicado anteriormente. A composição química também influenciará, pois elementos com Sb, Sn e Cu tendem a segregar na interface do metal/grafita dificultando a difusão do carbono, sendo necessário assim um maior tempo de austenitização para saturação de carbono na matriz, como é mostrado na Figura 24 (CARMO, 2003).

Figura 24 - Segregação de Elementos no Contorno dos Nódulos

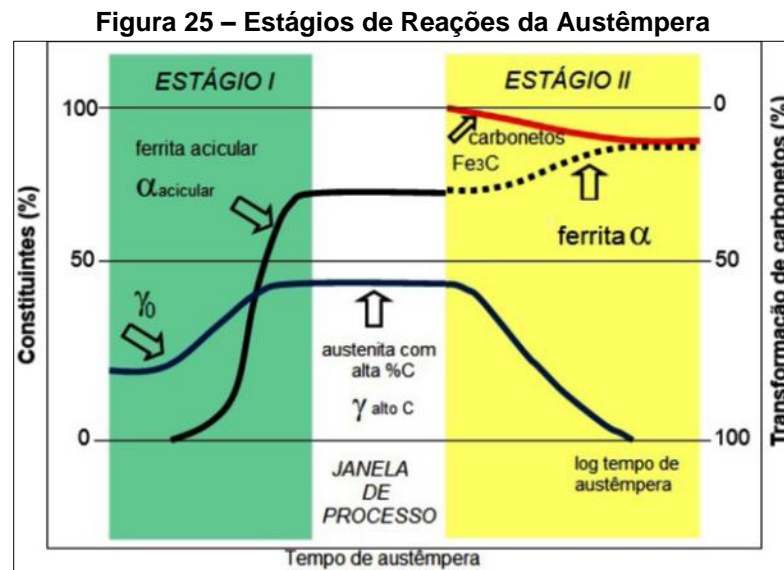


Fonte: SCKUDLAREK (2016)

Já o resfriamento, deverá ser executado em banho de sal até a temperatura de austêmpera sendo que este resfriamento deverá ser suficientemente rápido até essa temperatura, para evitar a formação de perlita ou ferrita (Figura 23c). Onde a adição de elementos como Cu, Ni e Mo garantem a austemperabilidade, pois deslocam a janela de processo para tempos mais longos (GUESSER, 2009; SILVA, 2005).

2.4.2 Reação de Austêmpera

A determinação das características microestruturais dos ADI são austenita estável pela saturação de carbono e a ferrita acicular. A melhor combinação desta microestrutura é obtida após a conclusão da reação I e o início da reação II, esse intervalo entre as reações I e II é denominado janela do processo, que é uma faixa de tempo de manutenção na temperatura de austêmpera, que assegura a formação de α acicular e γ alto C estáveis à temperatura ambiente. O elemento de liga tem função importante quando adicionados à ADI, pois ampliam esta janela de processo. A Figura 25 mostra a formação de ambos os estágios (PUTATUNDA; GADICHERLA, 1999; YANG; PUTATUNDA, 2004; MACHADO, 2007).

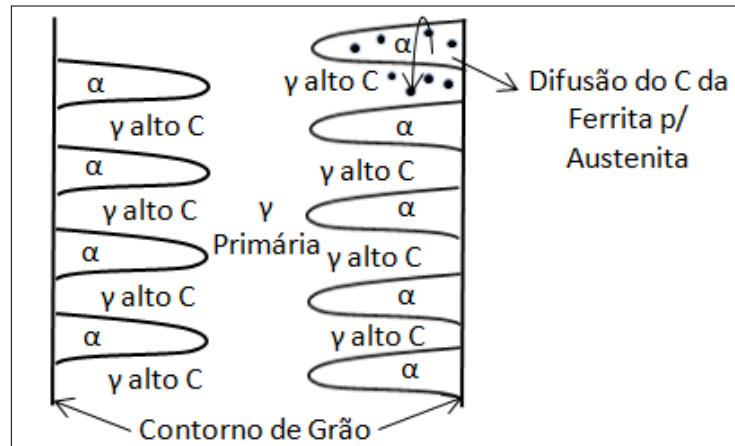


Fonte: SCKUDLAREK (2016)

No estágio I, ocorre a formação de núcleos próximos aos nódulos ou células eutéticas e o crescimento das agulhas de ferrita acicular (α acicular) ocorrem em meio a austenita saturada expulsando o carbono para própria austenita, tornando a austenita remanescente mais saturada em C (γ alto C), conforme é apresentado na Figura 26. Na medida em que a austenita (γ) satura-se em carbono formando γ alto C, a formação de placas de α acicular tende a reduzir até encerrar a transformação (MACHADO, 2007; CARMO, 2003; PUTATUNDA; GADICHERLA, 1999; TRUDEL; GAGNE, 1997).

No estágio II, com a extensão do tempo de austêmpera provoca na austenita γ alto C uma decomposição adicional em ferrita (α) e carbonetos (bainita) (BALZER, 2003; CARMO, 2003; PUTATUNDA; GADICHERLA, 1999; TRUDEL; GAGNE, 1997).

Figura 26: Crescimento da Ferrita nos Contornos das Células Eutéticas e a Austenita com Alto Teor de Carbono



Fonte: TRUDEL; GAGNE (1997)

2.4.3 Temperatura e Tempo de Austêmpera

Esta é a última etapa do processo de obtenção do ADI, sua estrutura é gerada em tempos em temperaturas que variam de 280 a 400°C e tempos de 30 minutos a quatro horas (LUSSOLLI, 2003). Uma alta temperatura de austêmpera resultará no fundido com alta ductilidade e tenacidade, já com baixas temperaturas se aumentará a resistência a tração e ao desgaste do mesmo (TRUDEL; GAGNE, 1997).

Esses efeitos ocorrem pela alteração microestrutural, pois com elevadas temperaturas de austêmpera (aproximadamente 360°C) resultam em ferrita acicular grosseira, pela facilidade do carbono se difundir para a austenita, formam agulhas de ferrita maiores e maior quantidade de austenita na matriz. Em temperaturas menores (aproximadamente 310°C) favorece a formação de uma ferrita acicular mais fina devido ao aumento do superresfriamento ocorre uma baixa difusão de carbono, formando ferrita acicular em plaquetas finas com menos carbono, austenita residual e possibilidade de precipitação de carbonetos (TRUDEL; GAGNE, 1997; LUSSOLI, 2003).

Quanto ao tempo de manutenção na temperatura de austêmpera, deve-se procurar trabalhar dentro da janela de processo. Com tempos muito curtos ainda dentro do primeiro estágio, pode-se obter martensita, pois nem toda austenita

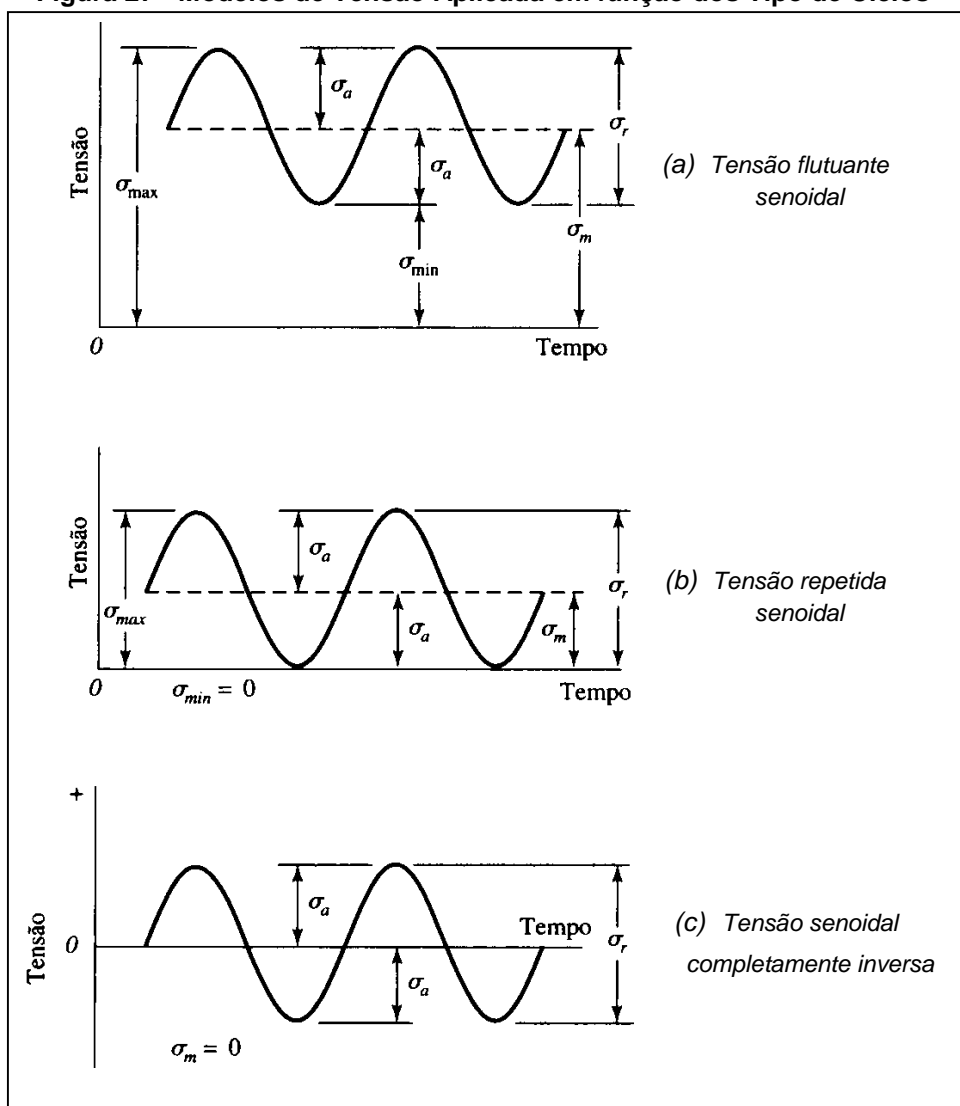
saturou-se de carbono e, portanto, ela não é estável. Para tempos muito longos que levem ao segundo estágio, haverá a precipitação indesejada de carbonetos e formação de bainita. Por esses motivos o tempo de austêmpera deve ser suficiente para que se complete a reação I sem que se inicie a reação II (TRUDEL; GAGNE, 1997; BALZER, 2003).

2.5 CONCEITOS GERAIS SOBRE FADIGA

Em vários tipos de aplicações os componentes quando submetidos a tensões mesmo que abaixo das tensões de escoamento, também podem sofrer fraturas. Devido a esses carregamentos (tensões) serem repetitivos ou cíclicos, causam danos microscópicos ao material, desenvolvendo a partir destes danos uma trinca que é justamente causada pelo acúmulo de repetições ou ciclagem deste carregamento (SMITH, 2012; DOWLING, 1988).

Na fadiga se faz necessário um carregamento cíclico ou variável, onde para que se obtenha uma avaliação mais precisa para as diferentes situações de fadiga são aplicados vários tipos de ensaios para diferentes tipos de tensão (axial, torsional e flexão) e variação de ciclos (SMITH 2012; MARTINS, 2012). Segundo Shigley (2008), se tem basicamente três modelos de tensão em função do tempo, conforme pode ser ilustrado na Figura 27.

Figura 27 - Modelos de Tensão Aplicada em função dos Tipo de Ciclos



Fonte: SHIGLEY; MISCHKE; BUDYNAS, (2005)

Qualquer um dos tipos de onda de fadiga citados pode ser caracterizado por meio de dois parâmetros: componentes média e alternada, valores máximo e mínimo ou por meio da razão desses valores. As componentes de tensão são defendidas como: $\Delta\sigma$: variação de tensão; σ_{\min} : tensão mínima; σ_{\max} : tensão máxima; σ_m : tensão média; σ_a : amplitude da variação de tensão (tensão normal alternada) e R: razão de tensão. As relações entre as componentes de tensão são escritas nas Equações:

$$\sigma \text{ ou } \Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} \quad (2)$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} \quad (3)$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} \quad (4)$$

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (5)$$

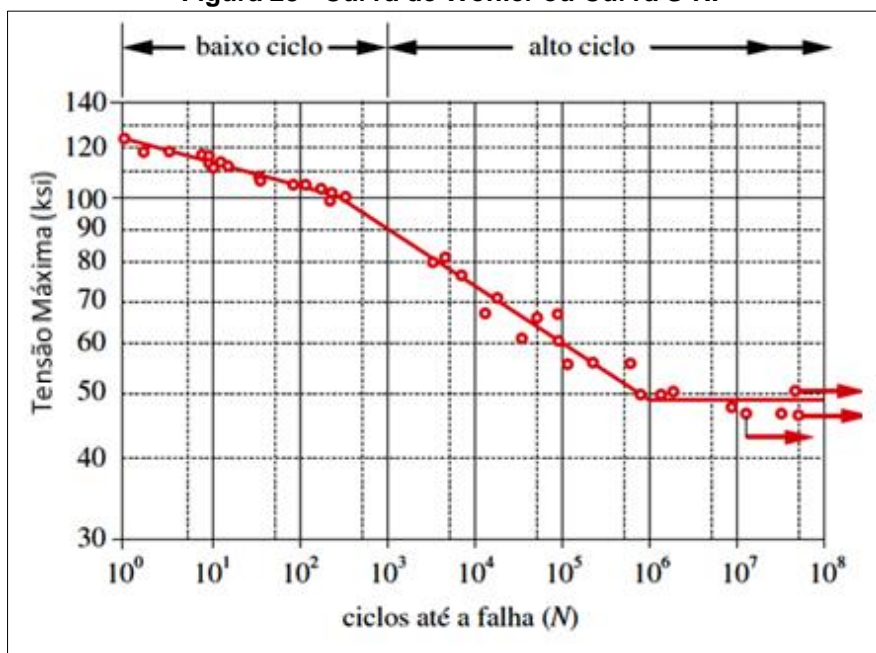
Quando as tensões máxima e mínima têm o mesmo sinal (flutuante), como na Figura 27a, a razão de tensão R é positivo, $0 \leq R \leq 1$. Quando a tensão é repetida, como na Figura 27b, $R = 0$. Quando a tensão é alternada, como na Figura 27c, $R = -1$ e este caso de onda representa a fadiga em eixos rotativos.

Segundo Shigley (2008), na prática as variações de carregamentos podem resultar da aplicação de tensões de flexão, de torção, normais ou de uma combinação desses tipos de sollicitação.

2.5.1 Curva de Wöhler ou Curva S-N

A relação entre o número de ciclos e a tensão máxima ou amplitude de tensão necessária para fratura por fadiga caracterizam um gráfico denominado curva de Wöhler ou curva S-N, conforme curva mostrada na Figura 28. Esta curva determina que quanto maior a tensão máxima menor será a quantidade de ciclos necessária para fratura do material e inversamente quanto menor a tensão máxima maior será o número de ciclos (NORTON, 2013).

Figura 28 - Curva de Wöhler ou Curva S-N.



Fonte: NORTON (2013)

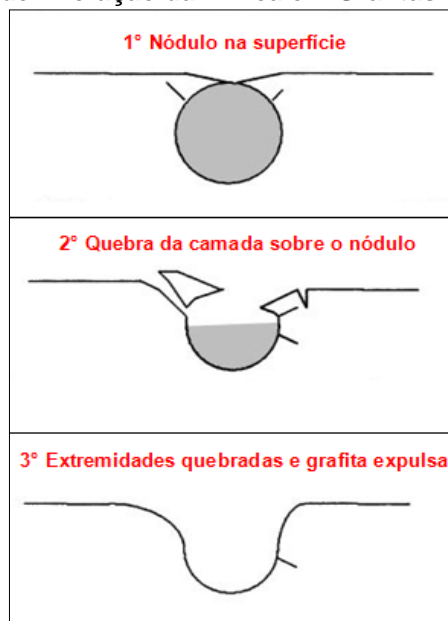
A Figura 28 apresenta curva S-N de um ensaio axial alternado para um aço AISI 4130, mostrando pontos de inflexão na transição entre os regimes de fadiga FBC (fadiga de baixo ciclo) / FAC (fadiga de alto ciclo) e no limite de fadiga. Observa-se a mudança da declividade da curva, por volta dos 10^3 ciclos, que corresponde aproximadamente à transição da região da fadiga de baixo ciclo (FBC) para a de alto ciclo (FAC), e a inclinação da reta torna-se praticamente nula em 10^6 ciclos, correspondente ao limite de fadiga para vida infinita. A vida de $1 < N \leq 10^3$ ciclos é geralmente classificada como fadiga de baixo ciclo, enquanto se considera que a fadiga de alto ciclo ocorre para $N > 10^6$ ciclos.

2.5.2 Conceitos Gerais de Fraturas por Fadiga em ADI

Nos ADIs a fratura por fadiga ocorre junto aos nódulos de grafita conforme é apresentado na Figura 29 o processo de evolução da trinca em grafitas nodulares superficiais. Observa-se que segundo Magalhães; Seabra; Sá (2000) a evolução da propagação das trincas em relação ao número de ciclos ao qual o componente está sujeito, ocorre a partir de nódulos próximos da superfície. Também Tartera; Prado; Pujol (1997) afirmam que os locais de nucleação de trincas correspondem principalmente aos nódulos de grafita de maior tamanho, situados na superfície do material e que defeitos metalúrgicos são nucleadores de trinca, sendo importante o

controle do tamanho dos nódulos e da nodularização para aumento da resistência a fadiga.

Figura 29 - Processo de Evolução da Trinca em Grafitas Nodulares Superficiais



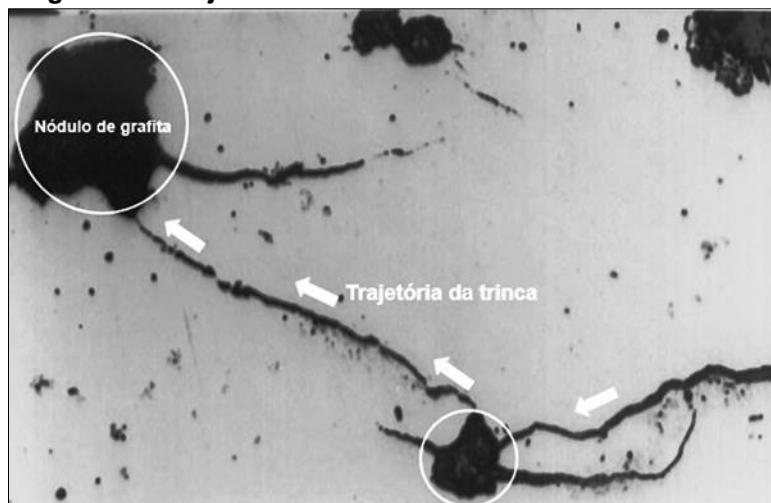
Fonte: MAGALHÃES; SEABRA; SÁ (2000)

A nucleação de trincas que ocorre devido à presença de nódulos de grafita próximos à deformação plástica da superfície rapidamente tomam a forma elíptica, agindo rapidamente como nucleadores da trinca logo abaixo da superfície do material, tendo como consequência a propagação da trinca e a ruptura (TARTERA; PRADO; PUJOL, 1997).

As condições para os modos de propagação de trincas dependem de vários fatores como: o tamanho do nódulo de grafita, a constituição da matriz, a rugosidade da superfície, a profundidade na qual os nódulos estão da superfície, sendo que o início da formação da trinca se dá junto aos nódulos irregulares, nódulos de grandes dimensões, inclusões e microrrechupes (LIN; HUNG, 1996; LIN; LAI; SHIH, 1996; MAGALHÃES; SEABRA; SÁ, 2000).

Greno; Otegui; Boeri, (1999) concluiu ao analisar a morfologia das trincas de fadiga que sua trajetória intercepta principalmente os nódulos de grafita, conforme é apresentado na Figura 30.

Figura 30 - Trajetória da Trinca sobre os Nódulos de Grafita



Fonte: GRENO; OTEGUI; BOERI, (1999)

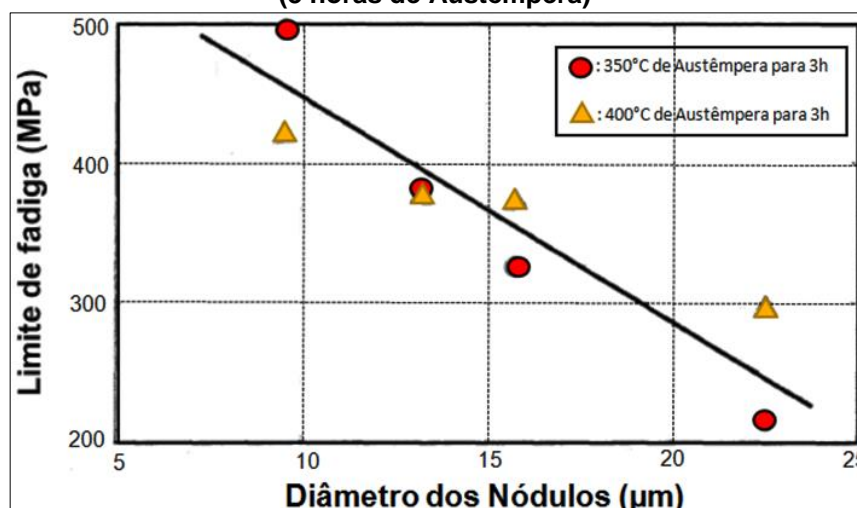
2.5.3 Comportamento à Fadiga dos Ferros Fundidos Nodular e Austemperados

O desempenho de fadiga de ferros fundidos, em geral, é influenciado pela morfologia da grafita, microestrutura matriz e resistência à tração, condição da superfície e o tipo de tensão de carga aplicada (axial, flexão, reversão de flexão, torção, multiaxial, amplitude variável). A grafita em ferros fundidos age como um entalhe inerente que aumenta as concentrações de tensão para o início da trinca por fadiga. Portanto, o desempenho de fadiga de ferros fundidos é influenciado pela quantidade, tamanho e forma da grafita, bem como sua interação com a matriz (ASM HANDBOOK, 1996).

Os ADIs, que possuem uma matriz de ausferrita (ferrita acicular e austenita retida), possuem uma combinação de alta resistência à tração, resistência e ductilidade com boa resistência à fadiga e ao desgaste (MURAKAMI, 2012).

O limite de resistência à fadiga está diretamente relacionada ao tamanho dos nódulos de grafita, como é mostrado na Figura 31 por Tanaka (1992) em experimentos realizados em ADI com temperaturas de austêmpera de 350 e 400°C por 3 horas e variação nos tamanhos dos nódulos, mostrando uma redução do limite de resistência à fadiga a medida que se aumentava o tamanho dos nódulos de grafita.

Figura 31 - Efeito dos Nódulos de Grafita na Fadiga em ADI a 350 e 400°C (3 horas de Austêmpera)



Fonte: TANAKA (1992)

As propriedades de fadiga nos ADIs também são influenciadas pela quantidade e distribuição da grafita além de sua morfologia e possíveis defeitos de microporosidade, inclusões e segregação. O processo de tratamento térmico de austêmpera como está relacionado na formação das fases também tem impacto direto na fadiga (DIAS, 2006; KODA, 2009).

De acordo com ensaios realizados por Lin (1996), as propriedades mecânicas e resistência à fadiga para altos ciclos (FAC) em ADIs podem ser melhoradas pela austêmpera, onde a quantidade de austenita aumenta o limite de fadiga para temperatura de austêmpera de 360°C.

Em FAC a propagação das trincas se dá pelo surgimento de microtrincas provocadas pela decoesão de nódulos de grafita, ligação de microtrincas com as trincas principais e a propagação de trincas conectando os nódulos de grafita (LIN, 1996).

Já para resistência à fadiga em baixos ciclos (FBC) as propriedades mecânicas em ADIs podem também ser melhoradas pela austêmpera, porém somente o número de nódulos e o aumento da nodularização influenciam na resistência a fadiga (LIN, 1996).

2.5.4 Influência do Tempo e Temperatura de Austêmpera na Resistência à Fadiga em ADI

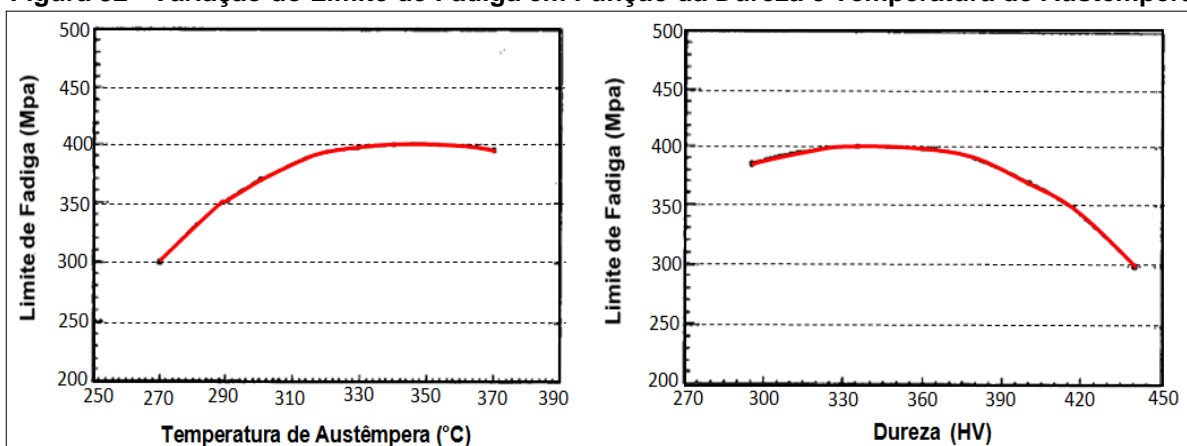
A microestrutura formada no ADI é influenciada pela temperatura e tempo de austêmpera, pois ele é determinante nas reações que ocorrerão nesta microestrutura e, portanto, tem impacto direto na resistência à fadiga (LIN; 1996).

Segundo Lin (1996), a temperatura de austêmpera de 360°C em ensaios de flexão rotativa para FAC atingiram a máxima resistência a fadiga no ADI, isso pode ser atribuída às maiores quantidades de austenita retida e maior fração de austenita retida em baixa concentração de carbono. Esta austenita de baixo carbono provavelmente se transformará em martensita sob deformação plástica, resultando em maior resistência ao crescimento de trincas por fadiga.

Em experimentos realizados por Dias et al., (2012) demonstraram que a redução no tempo de austêmpera de 1,5 horas para 0,6 horas em ADI com 360°C de austêmpera produziu um aumento de vida à fadiga nas amostras. Além disso, o menor tempo de austêmpera não apresentou efeitos significativos na taxa de propagação da trinca por fadiga. Esses resultados mostram que a estabilidade da austenita afeta a fase de iniciação da trinca. Em conclusão, este estudo fornece evidências de que a redução do tempo de austêmpera do ADI aumenta a vida à fadiga em amplitudes comuns de tensões encontradas nas aplicações em ADI.

De acordo com ensaios realizados por Tartera; Prado; Pujol, (1997) o limite de fadiga diminui com o aumento da dureza, conforme mostra a Figura 32. Porém quanto maior a temperatura de austêmpera percebe-se um aumento da resistência a fadiga.

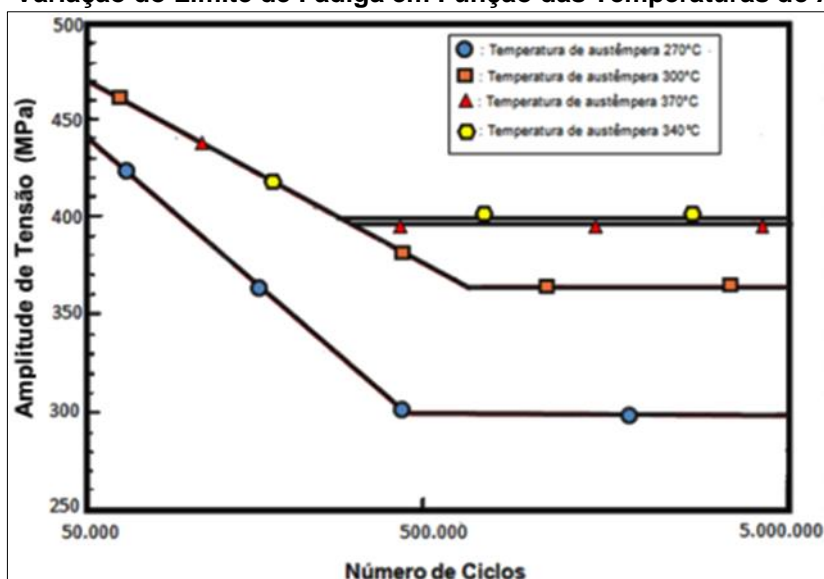
Figura 32 - Variação do Limite de Fadiga em Função da Dureza e Temperatura de Austêmpera



Fonte: TARTERA, PRADO, PUJOL (1997)

Segundo Tartera, Prado, Pujol (1997) se observa na Figura 33 abaixo a variação do limite de resistência à fadiga de acordo com a variação da temperatura de austêmpera. As amostras tratadas a 370°C, 340°C e 300°C apresentam um comportamento semelhante em FBC, mas aquelas tratadas a 270°C têm vidas de fadiga mais curtas.

Figura 33 - Variação do Limite de Fadiga em Função das Temperaturas de Austêmpera



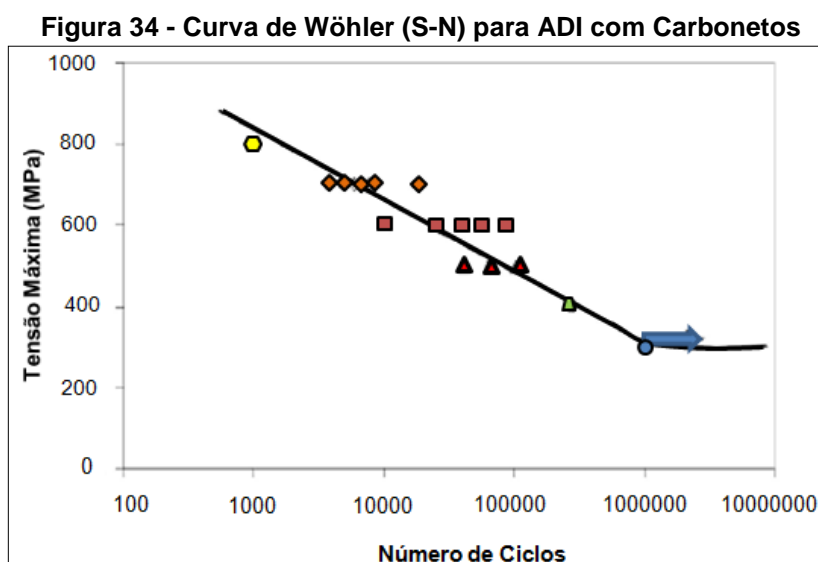
Fonte: TARTERA, PRADO, PUJOL (1997)

2.5.5 Resistência à Fadiga em FN e ADI com Carbonetos

Em FN e ADI há precipitação de carbonetos proporcionam a perda de resistência à fadiga em maior ou menor proporção. Pois devido aos carbonetos serem frágeis facilitam a propagação da maioria das microtrincas (STOKES et al., 2005; LUO, HARDING, BOWEN 2002; SHANMUGAM et al., 1994).

Já especificamente para os ADI, a quantidade e morfologia da austenita retida tem uma influência fundamental na resistência a fadiga. Em temperaturas de austêmpera mais elevada e com adição de 0,9% Ni aumentaram a quantidade de austenita remanescente na matriz, conferindo uma excelente tenacidade e resistência à fadiga (WU, 2002).

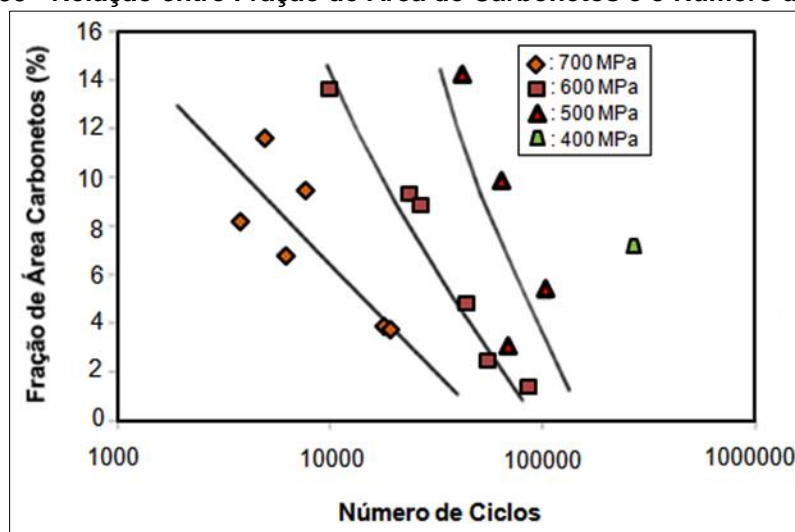
Conforme mostrado na Figura 34 ensaios de fadiga realizados por Stokes et al., (2005) em ADI com 0,5% Mo e austêmpera a 260°C por 2 horas, revelam que não ocorreu falha nas amostras com tensão aplicada de 300 (MPa) tendo mais de 10^6 de ciclos, com isso, determinando o limite de fadiga.



Fonte: STOKES et al. (2005)

Outro fator importante ressaltado é a relação entre a fração de carbonetos com a tensão aplicada e a vida útil de fadiga das amostras, conforme é mostrado na Figura 35 (STOKES et al., 2005).

Figura 35 - Relação entre Fração de Área de Carbonetos e o Número de Ciclos



Fonte: STOKES et al. (2005)

Pode-se observar que, em todos os níveis de tensão, uma fração de área alta de carbonetos é prejudicial a vida útil das amostras. Em geral, as frações de alta área de carbonetos promovem a falha por fadiga e o efeito da geometria e da distribuição dos carbonetos na matriz influencia na resistência à fadiga dos materiais, onde carbonetos grandes ou longos e finos, em geral, são suscetíveis à fratura, assim como seu agrupamento localizado (STOKES et al., 2005).

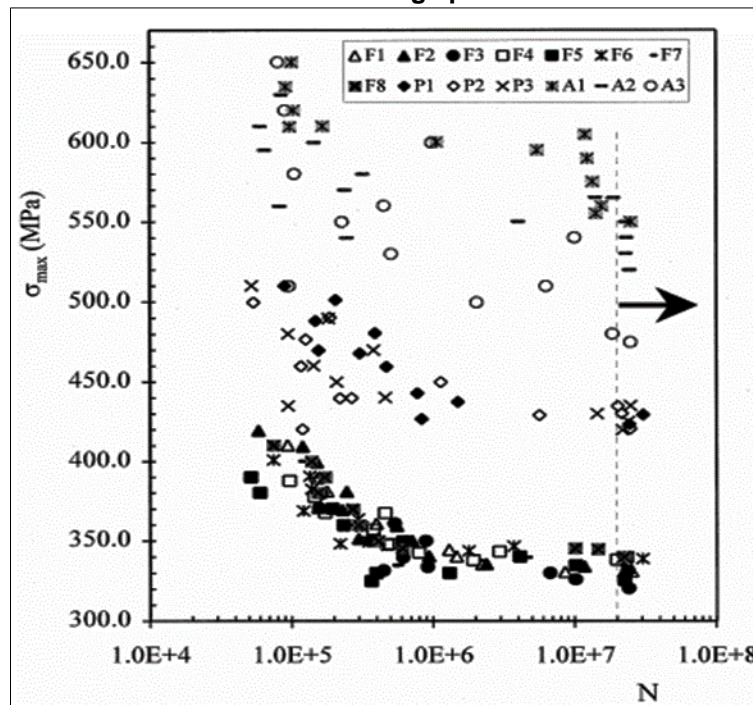
Pesquisas foram desenvolvidas por Luo, Harding, Bowen (2002) para avaliar se as propriedades de fadiga do FN com várias matrizes diferentes são afetadas pela presença de até 0,11% Ti. Os efeitos do teor de Ti nas propriedades de fadiga poderiam ser afetados pelo tamanho, contagem e morfologia dos nódulos de grafita e distribuição de tamanho das inclusões. Sendo que quase todo o titânio presente nas matrizes dos FN formou carbonetos, que são principalmente TiC, TiN e Ti (C, N). Para os ADI o processo de austêmpera foi executado com temperatura de austenitização de 890°C, seguido de resfriamento para temperatura de austêmpera de 370°C por 2,5 horas (LUO; HARDING; BOWEN, 2002).

Todos os resultados dos ensaios de fadiga são apresentados na Figura 36 em que não se identificam qualquer efeito significativo da presença de Ti nos limites de resistência à fadiga nos FN com matrizes ferrítica e perlítica (LUO, HARDING, BOWEN, 2002).

No entanto, para os ADI, tais fatores dão uma aparente diferença nas curvas S-N, ilustrado na Figura 36, se verificando que conforme o teor de Ti aumenta, a vida

de fadiga é reduzida. Conclui-se que a presença de Ti prejudica o comportamento de fadiga dos mesmos (LUO, HARDING; BOWEN, 2002).

Figura 36 – Resultados em Ensaios de Fadiga para FN e ADI com Carbonetos de Ti



Fonte: LUO, HARDING, BOWEN (2002)

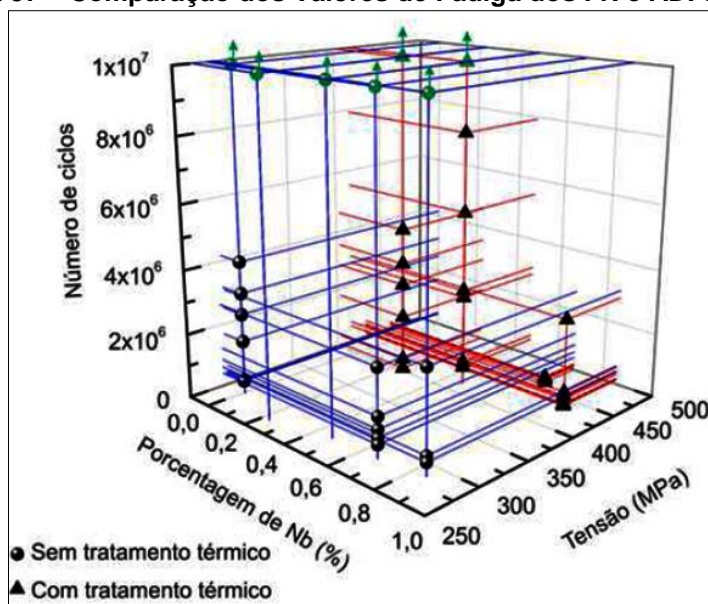
Segundo Souza (2012), que realizou ensaios de fadiga em amostras de FN com adições de 0%, 0,23%, 0,47%, 0,6% e 0,8% Nb e ADI com adições de 0,23%, 0,47%, 0,6% e 0,8% Nb para uma temperatura de austêmpera de 360°C e tempo de austêmpera de 1,5 horas. Vale ressaltar que em muitos casos as amostras não se romperam durante os ensaios e utilizou-se o parâmetro de limite de 10^7 ciclos assumindo-se que após esse limite a amostra seria considerada com fadiga infinita.

Para as amostras de FN os ensaios de fadiga das amostras com 0,23% e 0,47% Nb apresentaram um menor número de corpos de prova rompidos quando comparados as mesmas amostras sem Nb. Outro fator é que teores acima de 0,23% Nb tiveram um maior número de amostras rompidas, indicando uma tendência de resistência à fadiga menor. Concluindo que as adições de Nb em FN indicaram uma melhoria nas propriedades de resistência à tração, limite de escoamento, alongamento, dureza, resistência ao impacto e fadiga (SOUZA, 2012).

No caso da resistência à fadiga do ADI com Nb comparada ao FN com Nb, conforme Figura 37, mostra conforme dados que a resistência à fadiga reduziu para

os ADIs. Esse fato pode ser explicado pela temperatura de austêmpera de 360°C, ser considerada alta para situações onde se deseja aumento na resistência a fadiga, onde a temperatura de austêmpera indicada seria em torno de 280°C. Outra situação é que a presença de carbonetos de nióbio (NbC) reduziu a resistência à fadiga do material (SOUZA, 2012).

Figura 37 – Comparação dos Valores de Fadiga dos FN e ADI com Nb



Fonte: SOUZA, (2012)

Porém como não foram obtidas as curvas S-N não se pode afirmar que as tensões aplicadas representam realmente o limite de fadiga do material, apesar de muitos corpos de prova não terem se rompido durante o ensaio. No entanto, os valores de tensão utilizados são superiores aos valores normalmente encontrados em estudos de outros autores (SOUZA, 2012).

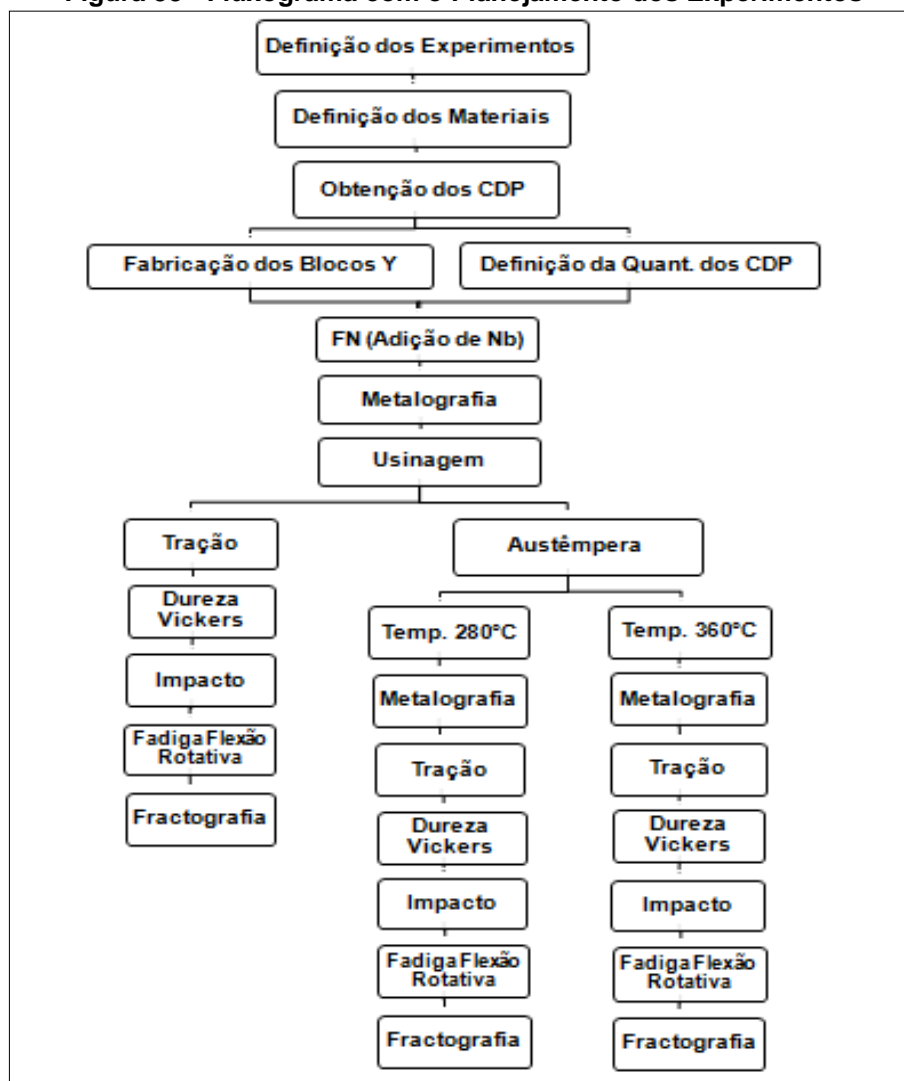
3 PROCEDIMENTOS METODOLÓGICOS

Com o objetivo de analisar as microestruturas, propriedades mecânicas e principalmente o limite de fadiga nas ligas de FN-ASTM A 536 classe 80.55.06, com adição de Nb, nas condições brutas de fundição e austemperadas com 280 e 360°C por 1 hora.

A estratégia experimental foi realizada com as seguintes etapas: definição de materiais (FN com adição de Nb), fundição das amostras, obtenção das amostras por usinagem, tratamento térmico de austêmpera (280 e 360°C), caracterização mecânica e metalográfica, realização dos ensaios de fadiga por flexão rotativa para geração de curva de Wöhler e análise de fractografia em microscópio eletrônico por varredura (MEV).

A Figura 38 mostra um fluxograma com as principais fases do projeto, ilustrando o planejamento dos experimentos que foram necessários para análise dos resultados.

Figura 38 - Fluxograma com o Planejamento dos Experimentos



Fonte: O Autor (2019)

3.1 MATERIAIS E EQUIPAMENTOS

Para o desenvolvimento dos experimentos, principalmente a obtenção dos blocos Y, usinagem das amostras, tratamentos térmicos de austêmpera, as caracterizações microestruturas, ensaios mecânicos e os ensaios de fadiga por flexão rotativa foram utilizados equipamentos industriais, conforme é mostrado na Tabela 6.

Tabela 6 – Etapas dos Processos e Equipamentos Utilizados nos Experimentos

Etapas dos Processos e Ensaios		Equipamentos	Detalhamento
Modelação		Modelo Emplacado	1 Bloco Y emplacado em madeira
Moldagem Cura à Frio		Misturador Continuo Tipo Vick	0,5% de resina fenólica uretânica (Parte I e II) sobre o peso da areia de sílica com granulometria 74 AFS e 5% de catalizador sobre a resina parte I.
Fusão		Forno de Indução Inductotherm	Forno de média frequência com capacidade para 500 Kg de Fe líquido, refratário sílico-aluminoso.
Análise Química		Espectrômetro de emissão óptica Spectromax - Spectro	Análise a partir de moeda coquilhada obtida no vazamento.
Usinagem	Corte	Serra fita Franho FM20	Corte e extração das amostras de tração, dureza, impacto e fadiga do bloco Y
	Torneamento	Torno Convencional ROMI T 240	Torneamento de desbaste das amostras de tração, dureza e fadiga.
		Torno CNC Romi Galaxy 10	Torneamento final das amostras de tração, dureza e fadiga.
Fresamento	Fresadora Ferramenteira Diplomat 3001	Fresamento das amostras de impacto	
Tratamento Térmico	Pré-aquecimento	Forno elétrico	Pré aquecimento
	Austenitização	Forno a gás natural	Banho de sal neutro (cloreto de bário-55%)
	Austêmpera	Forno a gás natural	Banho de sal neutro (cloreto de bário-55%) com agitação forçada.
Tração		Maquina universal de ensaios EMIC 23-300 - DL 30000 INSTRON/EMIC	Capacidade = 30.000 kgf ou 300 kN. Fixação por rosca e velocidade de ensaio de 10 mm/min
Impacto		Pêndulo de Impacto Tinius Olsen	Capacidade 407,50 J
Caracterização microestrutural		Microscópio óptico Olympus BX-51	Observação e captura de imagens
		Microscópio eletrônico de varredura (MEV) – Jeol JSM 6701F	Análise de fractografia
Dureza Vickers	Macro dureza	Durômetro – Werkstoffprüfmaschinen GmbH Leipzig	6 indentações - carga = 30 kgf indentador de diamante piramidal 136°
	Micro dureza	Microdurômetro HMV – 2T E Shimadzu	6 indentações - carga = 0,50 kgf indentador de diamante piramidal 136°
Rugosidade Superficial		Rugosímetro Mitutoyo SJ-201P	Medições em todas Amostras de Fadiga
Fadiga Rotativa		Máquina de Fadiga por Flexão Rotativa	Máquina de fadiga rotativa em 1500 rpm, frequência de 25 Hz e R=-1.

Fonte: O Autor (2019)

A liga base que será utilizada nos experimentos é o ferro fundido nodular ferrítico-perlítico conforme ABNT NBR 6916 classe FE-50007 ou ASTM A 536-80.55.06 (Tabela 8), tendo um grau de nodularização acima de 90% e número de nódulos acima de 150 nódulos por mm^2 , com adição de Nb para as condições brutas de fundição e com processo de austêmpera para 280 e 360°C.

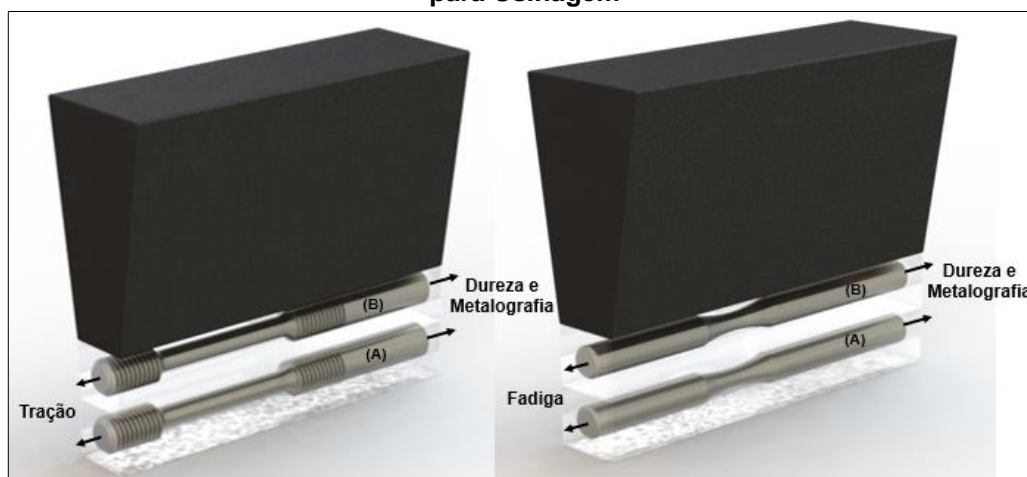
No item 3.2 é apresentado o plano de amostragem experimental, relacionando a quantidade de Nb adicionado e os ciclos térmicos realizados, assim como os critérios de localização e identificação das amostras.

3.2 PLANO DE AMOSTRAGEM

Os blocos Y foram identificados para os FN e austêmperados (280 e 360°C) com a quantidade de amostras usinadas para cada condição de ensaios (anexo 1), onde a identificação foi definida pelas condições específicas para cada tipo de experimentos, tendo a análise metalográfica e de fractografia, além de ensaios mecânicos de tração, dureza, impacto e fadiga.

A Figura 39 mostra esquematicamente o bloco Y (padrão ASTM A536-2009), indicando as posições de extração das amostras para os ensaios apresentados no anexo 1. Mostrando a disposição detalhada dos locais de extração das amostras para os ensaios de metalografia, tração, dureza e fadiga por flexão rotativa assim como as devidas identificações.

Figura 39 - Bloco Y conforme ASTM A536-84 Ilustrando a Região de Extração das Amostras para Usinagem



Fonte: O Autor (2019)

Foram fundidos 44 blocos Y, utilizando-se 43, sendo todos os blocos com adição de Nb dos quais foram extraídos para as amostras usinadas, restando 1 bloco Y, mantido como reserva em caso de não haver conformidades nos experimentos. Se identificaram os blocos Y com a seguinte numeração:

1º) Blocos Y identificados de 1 a 14 como BF, correspondem a liga de ferro fundido nodular (FN) bruto de fundição com adição de Nb.

2º) Blocos Y identificados de 15 a 28 como ADI 280, correspondem a liga de ADI com 280°C de austêmpera, tempo de austêmpera de 1 hora e adição de Nb.

3º) Blocos Y identificados de 29 a 43 como ADI 360, correspondem a liga de ADI com 360°C de austêmpera, tempo de austêmpera de 1 hora e adição de Nb.

Após o corte das amostras, as mesmas já foram identificadas com numeração correspondente a “liga” (número do bloco Y) e letras identificando a “posição” no respectivo bloco Y, como mostra a Figura 40. Por exemplo, a amostra designada como “5A”, indica que trata-se de liga FN-Nb, correspondente ao número “5”, e a letra “A” indica a localização no bloco Y, ou seja, é uma amostra para o ensaio de tração localizada na base do respectivo bloco (Figura 40). Essa identificação foi feita em todas as amostras usinadas para os respectivos ensaios de tração, dureza, metalografia, fadiga e fractografia.

Para as amostras do ensaio de impacto foi utilizado somente o bloco 43 para as 4 amostras de FN e 8 amostras para ADI com 280 e 360°C de austêmpera com Nb.

Figura 40 - Identificação das Amostras para os Ensaios de Desgaste, Dureza, Metalografia, Tração e Fadiga



Fonte: O Autor (2019)

3.3 FUNDIÇÃO DO FN COM ADIÇÃO DE NIÓBIO

Para a fusão dos blocos Y primeiramente foram elaborados os moldes (Tabela 6), utilizando um modelo de madeira (Tabela 6) na forma de blocos Y, (norma ASTM A536-2009). Foram produzidos 44 moldes com 1 cavidade de bloco Y, gerando assim 44 blocos Y.

Assim foi fundida a liga base de FN classe 80.55.06 (ASTM A-536) com posterior adição de Nb, conforme a composição química mostrada na Tabela 8. Dessa liga se fundiu 500 Kg em um forno a indução de média frequência, com refratário sílico-aluminoso e capacidade para 500 Kg de ferro líquido. A quantidade e suas matérias primas utilizadas na fusão da liga de FN classe 80.55.06 (ASTM A-536) são mostradas na Tabela 7.

Tabela 7 – Matérias Primas e suas Quantidades utilizadas na Fusão Liga de FN classe 80.55.06 (ASTM A-536)

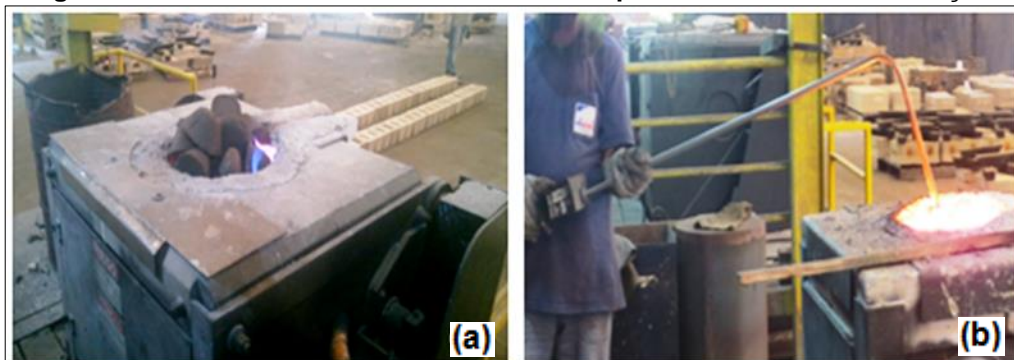
Matérias Primas	Kg
Ferro gusa	125,00
Retorno de FN bainítico	175,00
Sucata de Aço 1020	200,00
Carburante	7,50
Fe-75%Si inoculação na panela	0,30
Fe-75%Si pedra para adição no forno	8,10
FeSiMg (8%Mg) nodularização na panela (60 Kg)	0,45
Fe-65%Nb adição no forno	1,70
FeMo (30%Mo)	1,80
Cu em chapas	0,30

Fonte: O Autor (2019)

Uma carga (matérias-primas) constituída por ferro gusa, retornos de fundição do mesmo tipo de ferro nodular, retornos de fundição da classe FE-42012, carburadores, ferro-silício (Fe-75% Si), FeMo (30% Mo) e chapas de Cu foram aquecidas e fundidas há temperatura de 1520°C (Figura 41a), passando por um controle da temperatura (Figura 41b) e composição química, sendo em seguida adicionado o Fe-65Nb (Tabela 7) e o mantendo por 15 minutos na temperatura de

1520°C, para dissolução e incorporação do Nb. Na sequência procedeu-se a nodularização, inoculação e vazamento nos moldes para a Liga de FN com Nb.

Figura 41 - Matérias Primas e Controle de Temperatura no Forno de Indução

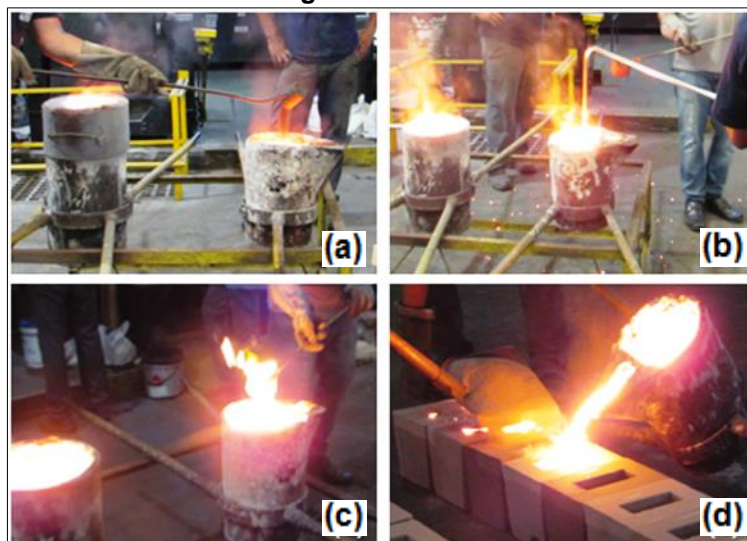


Fonte: O Autor (2018)

Para o processo de nodularização (tratamento com Mg), foi utilizada a técnica de “tampa intermediária”, com adição de FeSiMg contendo aproximadamente 8% Mg no fundo da panela. Após a completa reação de nodularização em aproximadamente 2 minutos o FN-Nb foi inoculado com Fe-75Si, adicionado ao jorro do metal líquido, durante a transferência da panela de nodularização para a panela de vazamento, conforme apresentado na Figura 42a.

Em seguida manteve-se o líquido por 60 segundos para a dissolução do inoculante e antes da transferência para os moldes, foi realizado o controle da temperatura (entre 1358 a 1399°C), conforme ilustra a Figura 42b e coletadas amostras para a análise química em espectrômetro de emissão óptica (Figura 42c), conforme os resultados apresentados na Tabela 8 do item 4.1. Na sequência foi realizado o vazamento da liga de FN-Nb nos moldes, conforme ilustra a Figura 42d.

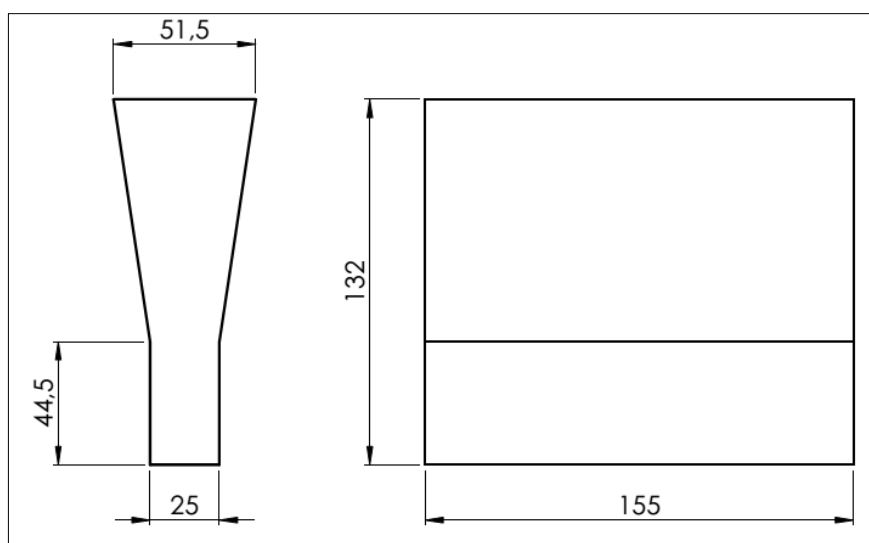
Figura 42 - Inoculação, Controle de Temperatura, Amostra para Análise Química e Vazamento das Ligas de FN com Nb.



Fonte: O Autor (2018)

Após um período de 24h do vazamento ocorreu a desmoldagem, onde em seguida os blocos Y passaram. Os blocos Y passaram por processo de limpeza com jato de granalha para remoção da areia residuais. Após a limpeza dos blocos Y, foi feita uma inspeção visual para avaliar a qualidade das peças fundidas. Na sequência foi separado um bloco Y e extraído por cortes as amostras para analisar as características das grafitas, em conformidade com o FN classe 80.55.06 - ASTM A536. As dimensões (em mm) dos blocos Y são vistas na Figura 43.

Figura 43 – Dimensões dos Blocos Y Fundidos conforme ASTM A536-84.



Fonte: O Autor (2019)

3.4 USINAGEM DOS CORPOS DE PROVA

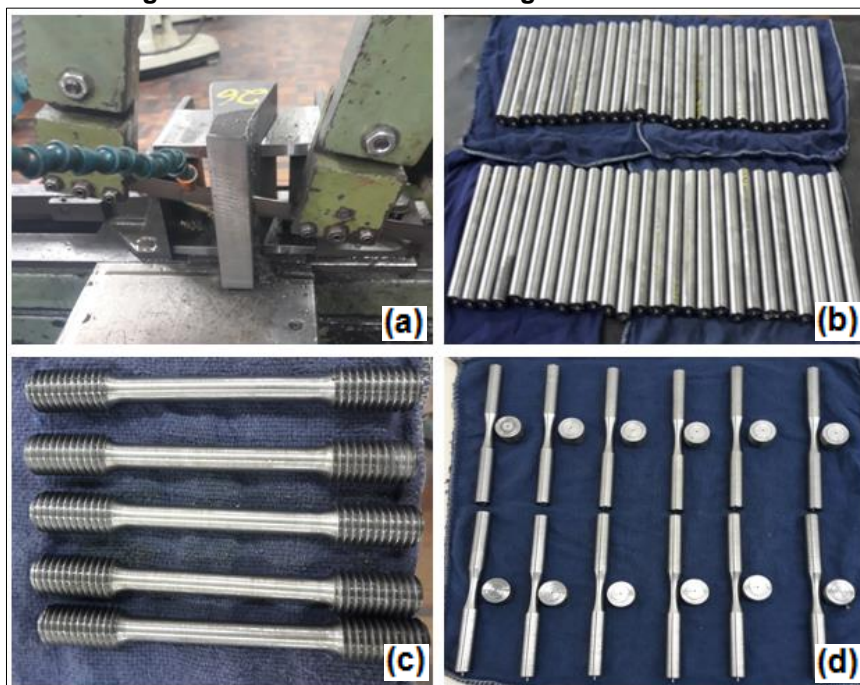
Todos os processos de usinagem das amostras para ensaios de: tração, dureza, metalografia e fadiga foram divididos em 3 etapas:

a) Corte com serra fita (Tabela 6) de 2 fatias com 25 mm de espessura, em 3 blocos Y para o ensaio de tração e 2 fatias de 25 mm de espessura para 11 blocos Y, para o ensaio de fadiga, isso em cada liga. Sendo extraídas da região útil de cada bloco Y, como ilustra a Figura 44. Para todas as fatias de cada bloco Y foram extraídas também as amostras para os ensaios de dureza e metalografia. A Figura 44a mostra o processo de corte das amostras.

b) Torneamento entre pontas de desbaste das amostras em torno mecânico convencional (Tabela 6) para tração, dureza, metalografia e fadiga. A Figura 44b mostram a realização do torneamento de desbaste de todas as amostras.

c) Torneamento final das amostras em torno mecânico CNC (comando numérico computadorizado), conforme modelo da Tabela 6. As amostras de tração foram usinadas nas dimensões conforme norma ABNT NBR-6152 e ASTM E 8M (Figura 44c), já as amostras de fadiga foram usinadas conforme norma ASTM E466 (Figura 44d). As amostras para os ensaios de dureza Vickers (ASTM E384) e metalografia (ASTM A247), foram retiradas do material adicional, conforme localização indicada na Figura 39 pelo processo de sangramento no torno para separação das amostras de dureza e metalografia, das amostras de tração e fadiga. Sendo todas identificadas conforme Figura 40 e separadas de acordo com o ensaio mecânico que foram submetidas. Estas partes foram selecionadas e agrupadas por embutimento em baquelite para os ensaios de dureza e metalografia.

Figura 44 – Processos de Usinagem das Amostras



Fonte: SENAI (2019)

Para todas as amostras de fadiga que foram realizadas o processo de austêmpera em 280 e 360°C foi executada novamente à usinagem da medida final no diâmetro útil, conforme prevê a norma ASTM E466, para em seguida realizar o processo de polimento.

As amostras para o ensaio de impacto, foram produzidas separadamente pelo processo de fresamento nas dimensões conforme a norma ASTM A 327M, com auxílio de fresadora convencional (Tabela 6). Foi utilizado um bloco Y para cada condição e retirada 2 fatias de 15mm para 4 amostras.

3.5 TRATAMENTO TÉRMICO DE AUSTÊMPERA

Para obtenção do ADI, foi realizado o tratamento térmico de austêmpera nas amostras da liga de FN classe 80.55.06 (ASTM A-536) com Nb, sendo realizado em fornos de banho de sais fundidos (Tabela 6), com as condições de amostragem, temperatura e tempo de austêmpera mostradas no anexo 1.

Cada conjunto de amostras foi identificado e separado por ciclos do processo, para facilitar o manuseio durante o tratamento térmico de austêmpera e conforme mostra a Figura 45.

Figura 45 – Preparação e Identificação das Amostras para o Processo de Austêmpera

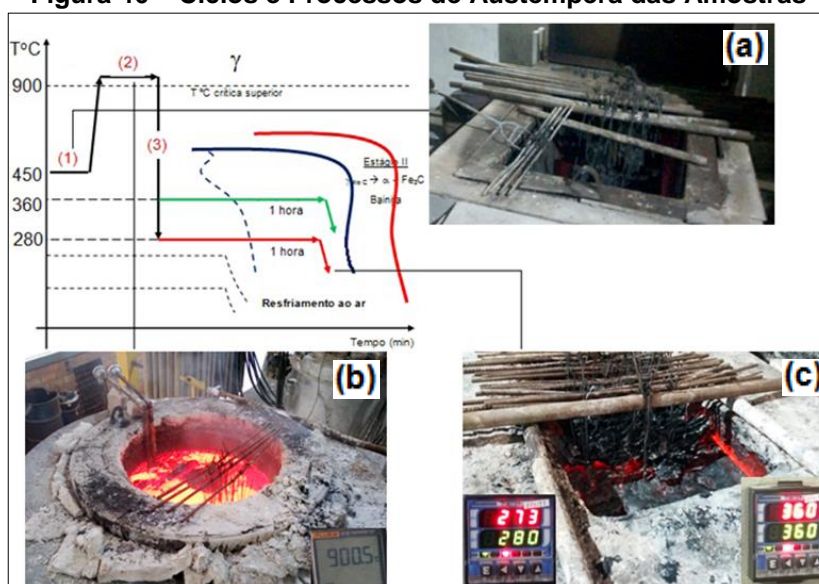


Fonte: O Autor (2019)

A seguir se mostra pela Figura 46 a sequência operacional do tratamento térmico de austêmpera, apresentando os ciclos de austêmpera, as amostras dentro dos fornos de pré-aquecimento (Figura 46a), austenitização (Figura 46b) e austêmpera (Figura 46c), com as devidas temperaturas. O processo seguiu as etapas de:

1. Aquecimento a 450°C e imersão por 4h.
2. Aquecimento à temperatura de austenitização de 900°C e imersão por 2 h.
3. Resfriamento rápido em fornos de banho de sal mantidos nas temperaturas requeridas de austêmpera de 280°C e 360°C por 1 h;
4. Arrefecimento por ar até à temperatura ambiente.

Figura 46 – Ciclos e Processos de Austêmpera das Amostras



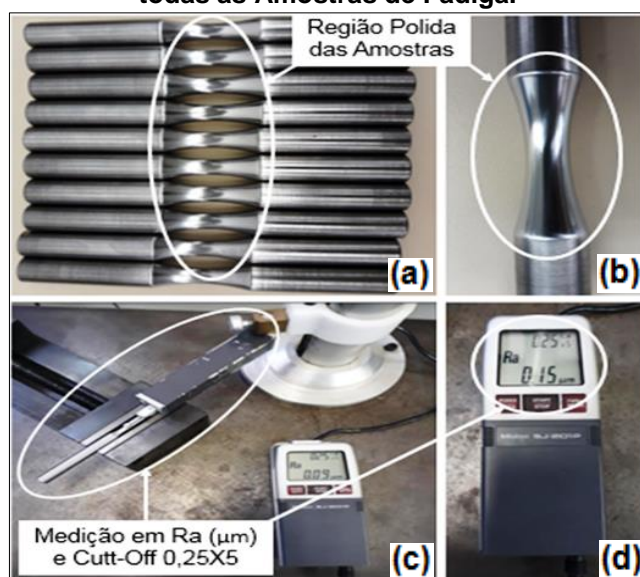
Fonte: UNISOCIESC (2019)

O tempo de austêmpera de 1h foi baseado nos trabalhos de Skudlarek (2016) e Krmasha (2017), mostrando que o tempo de 1h estava dentro da janela de processamento.

3.6 POLIMENTO DAS AMOSTRAS PARA OS ENSAIOS DE FADIGA POR FLEXÃO ROTATIVA

Para todas as amostras de fadiga conforme norma ASTM E466 foi realizado o processo de polimento manual longitudinal na região útil, conforme se apresenta na Figura 47a e 47b. No procedimento foram utilizadas as lixas d'água com granulometrias de 120 a 1200 mesh. Após o polimento se realizou as medições de rugosidade Ra (μm) utilizando para parametrização um cut-off de 0,25X5 em todas as amostras ensaiadas (Figura 47c e 47d) utilizando-se o rugosímetro conforme descrito na Tabela 6.

Figura 47 – Processo de Medição da Rugosidade em Ra (μm) e Polimento Longitudinal de todas as Amostras de Fadiga.



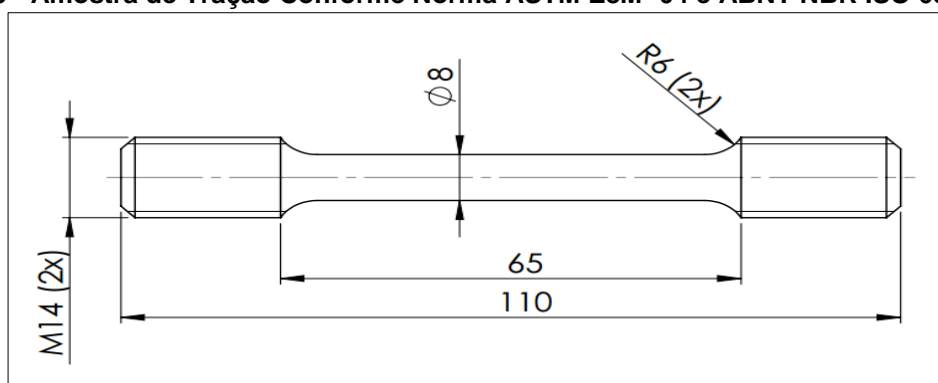
Fonte: O Autor (2019)

No anexo 2 são mostrados todos os valores da rugosidade superficial em Ra (μm) medidas em todas as amostras dos ensaios de fadiga por flexão rotativa com as médias e desvios padrões das amostras para as condições de FN e austêmperadas a 280 e 360°C com adição de Nb.

3.7 ENSAIO DE TRAÇÃO E ENSAIO DE IMPACTO

O ensaio de tração foi realizado em temperatura ambiente de acordo com norma ABNT NBR ISO 6892-1: 2013. As dimensões (em mm) do corpo de prova são vistas na Figura 48. Os corpos de prova foram usinados com 8 mm de diâmetro e 65 mm de comprimento útil.

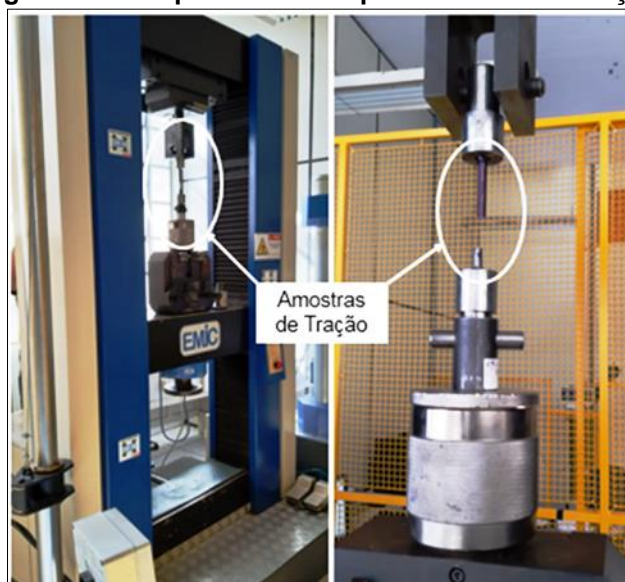
Figura 48 - Amostra de Tração Conforme Norma ASTM E8M -04 e ABNT NBR ISO 6892-1:2013



Fonte: O Autor (2019)

O ensaio de tração foi realizado utilizando uma máquina universal de ensaios INSTRON, EMIC 23-300-DL 30000 com capacidade de 300 kN (Figura 49). Esta máquina foi conectada a um computador para desenhar as curvas de tensão-deformação e registrar a força de escoamento, resistência à tração final e alongamento percentual. Todos os testes foram realizados a uma velocidade de 10 mm/min. Para cada condição, três medidas consistentes foram feitas e a média e desvio padrão foram utilizados. Foram examinadas as amostras na condição de bruta fundição e após os tratamentos de austêmpera.

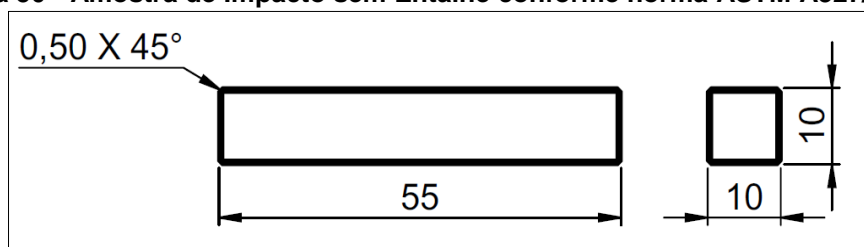
Figura 49 – Máquina Utilizada para os Ensaio Tração



Fonte: UNISOCIESC (2019)

O ensaio de impacto Charpy foi realizado de acordo com a norma ASTM A327/A327M. Este ensaio foi realizado em barras não entalhadas, com uma seção transversal quadrada conforme dimensões apresentadas na Figura 50.

Figura 50 - Amostra de Impacto sem Entalhe conforme norma ASTM A327/A327M



Fonte: O Autor (2019)

Todos os testes foram feitos à temperatura ambiente, usando uma máquina de impacto (Figura 51) com uma capacidade de 407,5 Joules. Para cada condição, quatro medidas consistentes foram feitas e a média foi apresentada. Foram examinadas as amostras na condição de fundição e após os tratamentos de austêmpera.

Figura 51 – Máquina Utilizada para os Ensaios de Impacto Charpy



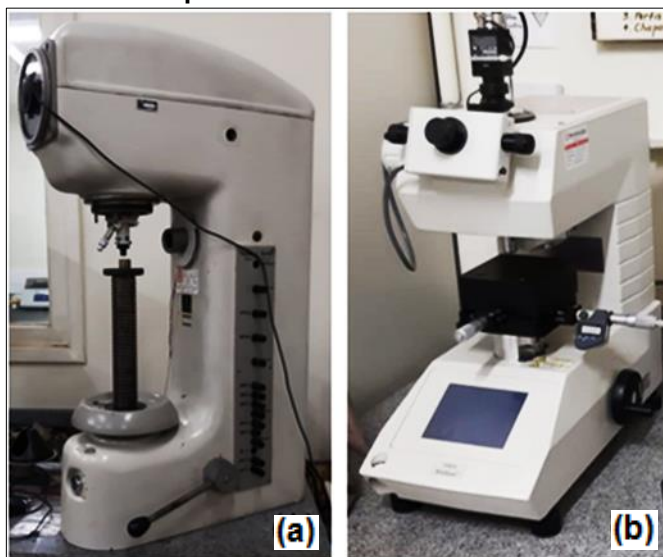
Fonte: UNISOCIEESC (2019)

3.8 ENSAIOS DE DUREZA VICKERS

Os ensaios de dureza Vickers foram realizados em conformidade com ASTM E384 nas superfícies preparadas das amostras de teste sob uma carga de 30 kgf (HV_{30}) para a macrodureza (Figura 52a) e 0,50 kgf ($HV_{0,5}$) para a microdureza (Figura 52b), com indentador piramidal de base quadrada de 136° . Foram realizadas para HV_{30} seis medidas e para $HV_{0,5}$ oito medidas consistentes, apresentando-se a média como valor de dureza, sendo que a microdureza foi realizada longe da grafita, medindo-se exclusivamente a matriz.

Foram examinadas as amostras na condição bruta de fundição e após os tratamentos de austêmpera para 280 e 360°C com tempo de austêmpera de 1 hora para ambas condições, todas as amostras com adição de Nb. Os durômetros usados nos ensaios estão apresentados na Tabela 6 e ilustrados nas Figura 52.

Figura 52 – Máquina Utilizadas para os Ensaios de Microdureza e Macro dureza Vickers



Fonte: UDESC (2019)

A impressão (losango) é tangenciada por duas linhas nos vértices para medir a diagonal, cujo valor é utilizado para determinar a dureza, conforme Equação 6 (ASTM E384).

$$HV = \frac{1,854 \times F}{d^2} \quad (6)$$

Onde:

HV = Dureza Vickers.

F = Carga aplicada

d = Média das diagonais da impressão em μm .

3.9 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

A caracterização microestrutural foi realizada em microscópio ótico (MO), conforme Figura 53 (Tabela 6), além do sistema de captura DPV 5 Plus (MIPS) e análise de imagem.

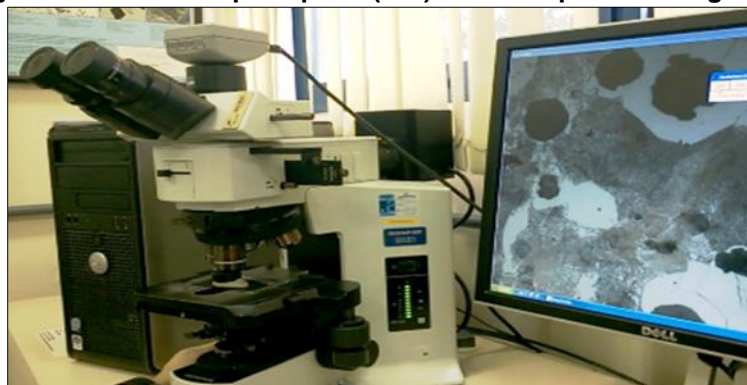
As amostras foram preparadas seguindo técnicas metalográficas padrão, sendo lixadas (lixa 80, 120, 320, 600 e 1200 mesh) respectivamente, polidas com pasta diamantada de 3 e 1 μm e finalmente secados com jato de ar quente.

De acordo com a norma ASTM A247, a caracterização da grafita (forma, tamanho, grau de nodularidade (%) e número de nódulos/ mm^2) foi realizada nas

amostras polidas sem ataque químico, sendo sete imagens com ampliação de 100x analisadas usando o microscópio óptico e o software para análise de imagens.

Para caracterizar as fases da matriz e a quantidade de carbonetos de nióbio (NbC), as amostras polidas foram atacadas quimicamente com nital 4% por 6 segundos, onde oito imagens com ampliação de 100x, 500x e 1.000x foram analisadas usando tanto o microscópio óptico como o software para análise de imagens.

Figura 53 – Microscópio Óptico (MO) Utilizado para Metalografias



Fonte: UNISOCIESC (2019)

3.10 ENSAIOS DE FADIGA

Os ensaios de fadiga foram realizados no laboratório de ensaios mecânicos do CCT/UEDESC em uma máquina de flexão rotativa, conforme Figura 54a com rotação constante de 1.500 rpm (Figura 54d), frequência de 25 Hz e $R = -1$ com tensão alternada em carregamento senoidal, sendo geradas as curvas de Wöhler sob tensões constantes. A Figura 54b apresenta a fixação das amostras na máquina através do sistema de pinça. Já a Figura 54c mostra os pesos utilizados para gerar as tensões aplicadas nas amostras e conforme é ilustrado seu princípio de funcionamento na Figura 55. Também na Figura 54e é mostrado o contador de ciclos utilizado nos ensaios de fadiga e necessário para gerar as curvas de Wöhler.

Para os ensaios das amostras sem austêmpera foram utilizadas 19 amostras, já com 280°C de austêmpera se utilizou 16 amostras e com 360°C de austêmpera e Nb tiveram 15 amostras rompidas, todas as amostras com adição de Nb.

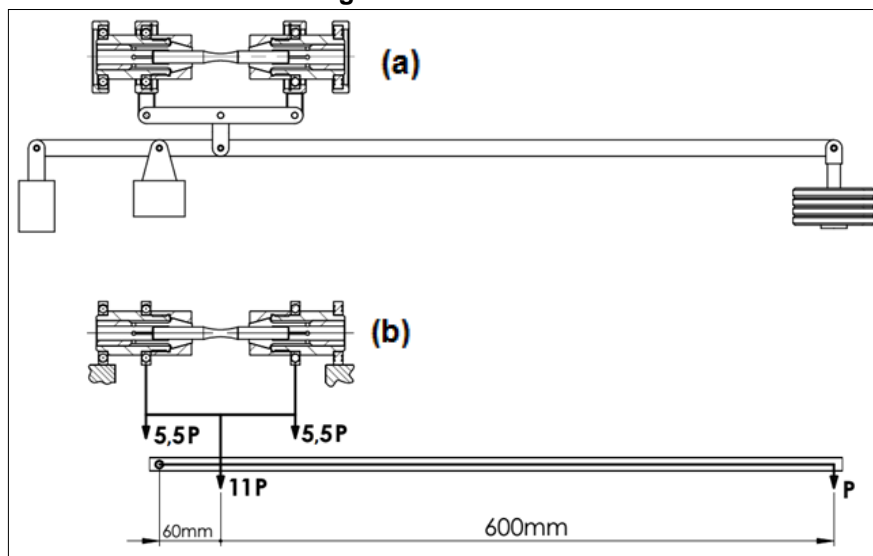
Figura 54 – Máquina de Flexão Rotativa utilizada para os Ensaios de Fadiga



Fonte: UDESC (2019)

O princípio de funcionamento da máquina é mostrado na Figura 55 (a-b) e a tensões utilizadas nos gráficos foi determinada pela Equação 7, sendo apresentadas a seguir (Adaptado de HASKEL, 2016).

Figura 55 - Princípio de Funcionamento e Sistema da Alavanca e Força na qual as Amostras de Fadiga foram Submetidas



Fonte: Adaptado de HASKEL (2016)

De acordo com o sistema de alavancas apresentado na Figura 55 (B) a força que as amostras foram submetidas é de 11 vezes maior que a carga aplicada pelos

pesos. A Figura 55 e a Equação 7 demonstram a tensão aplicada nas amostras (Adaptado de HASKEL, 2016).

$$F = \frac{660 \times P}{60} \quad (7)$$

A tensão atuante nas amostras foi dada pela Equação 8.

$$\sigma_{m\acute{a}x} = \frac{Mc}{I} = \frac{32 \times M}{\pi d^3} \quad (8)$$

Onde:

$I = \pi d^4/64$ (momento de inércia)

$M = Q.L = 5,5P \times 100$ (Momento fletor)

$Q =$ Carga aplicada no mancal móvel

$L =$ distância entre o mancal fixo e móvel

$c = d/2$ (distância entre a linha neutra e o ponto onde é determinada a tensão).

De acordo com as deduções matemáticas realizadas a partir da Equação 8, as tensões atuantes nas amostras para geração das curvas de Wöhler é aplicada pela Equação 9 (Adaptado de HASKEL, 2016).

$$\sigma_{\max} = \frac{32M}{\pi d^3} = \frac{32 \times (5,5P \times 100)}{\pi d^3} \times 9,81 = \frac{54958 P}{d^3} \quad (9)$$

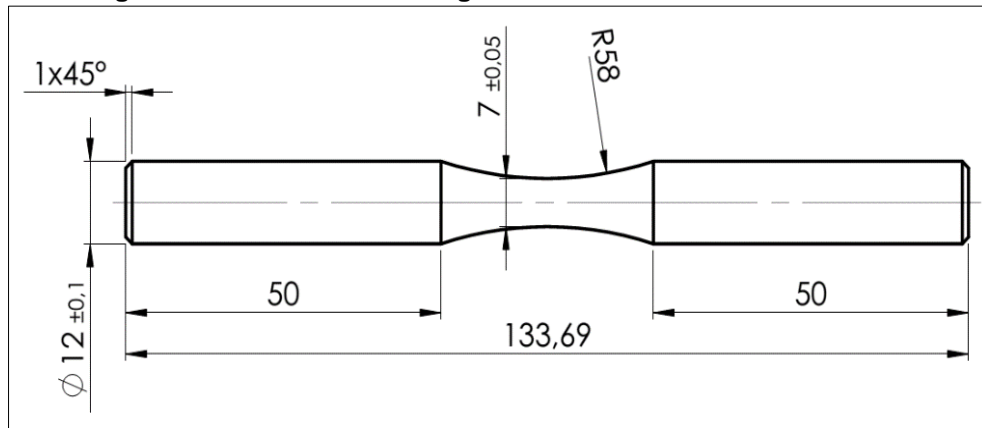
Onde:

$P =$ Carga aplicada (kgf)

$d =$ Diâmetro do corpo de prova (mm)

$\sigma_{\max} =$ Tensão máxima (MPa).

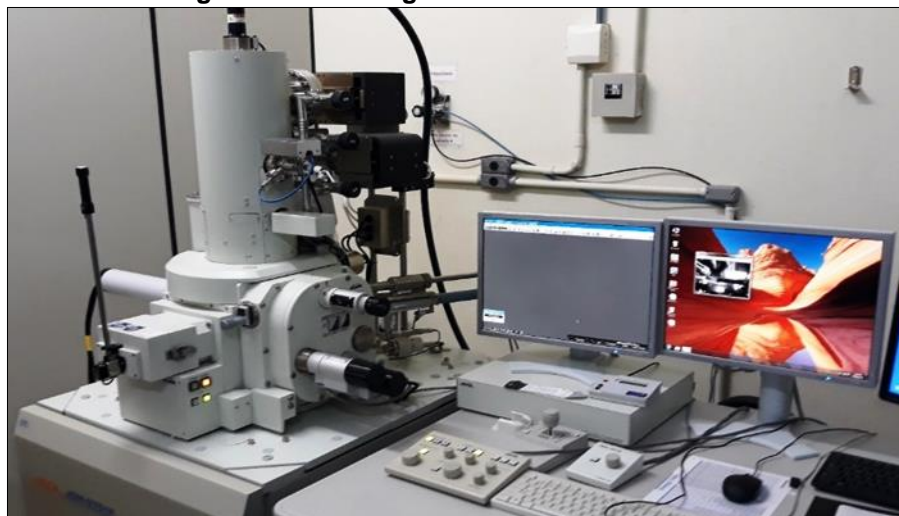
A Figura 56 apresenta os dimensionais das amostras para realização dos ensaios de fadiga, conforme norma ASTM E 466-96.

Figura 56 - Amostras de Fadiga conforme Norma ASTM E 466-96

Fonte: O Autor (2019)

3.11 ANÁLISES DE FRACTOGRAFIA

As análises de fractografia foram realizadas no laboratório do CCT/UEDESC em um microscópio eletrônico de varredura (MEV), conforme Figura 57 e apresentado na Tabela 6, além do sistema de captura e análise de imagem. Para análise de superfície de fratura foi selecionada uma amostra rompida para as condições de FN, austemperadas à 280 e 360°C com Nb, sendo realizadas análises do perfil de fratura e registros das imagens.

Figura 57 – Fractografias Realizadas no MEV

Fonte: UEDESC (2019)

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Este capítulo apresenta os resultados de composição química, caracterização microestrutural, ensaios de tração, dureza, impacto, ensaios de fadiga por flexão rotativa e fractografia por microscopia eletrônica por varredura (MEV) das amostras de FN e ADIs com tratamento térmico de austêmpera em 280 e 360°C, com adição de Nb e geração das curvas de Wöhler para os resultados do comportamento a fadiga, estabelecendo parecer conclusivo.

4.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A composição química das ligas de FN com adição de Nb, obtidas de amostras (moedas coquilhadas) após processos de nodularização e inoculação, antes do vazamento das ligas, conforme é mostrado na Tabela 8.

Tabela 8 - Composição Química da Liga Especificada (ASTM A-536) e de FN obtidas com Nb

Ligas	C	Si	Mn	P	S	Cu	Mg	Mo	Nb	CE
FN ASTM A536	3,4-3,8	2,3-2,8	0,20	0,08	0,02	0,4	0,04-0,06	0,1-0,2	-	4,3-4,74
FN 0,9% Nb	3,54±0,14	2,83±0,05	0,21±0,01	0,09±0,002	0,01±0,001	0,35±0,01	0,058±0,01	0,18±0,01	0,91±0,1	4,5±0,15

Fonte: Adaptado de ASTM A-536 (2009) e UNISOCIESC (2019)

A Tabela 8 mostra a composição química da liga de FN segundo norma ASTM A536, classe FE 80.55.06 e os valores obtidos das amostras desse estudo, indicando que os valores estão na faixa especificada pela norma ASTM A536. Também a quantidade de Nb na liga de FN está de acordo com o especificado e dos estudos propostos por Pimentel (2016) e Krmasha (2017).

4.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Na Figura 58 são apresentados os resultados da caracterização microestrutural das amostras de FN com adição de 0,9% Nb, mostrando o aspecto da grafita e NbC com ampliações de 100x e 500x.

Na Figura 58 (a), pode-se observar que as grafitas primárias e eutéticas são nodulares com distribuição heterogênea, alguns nódulos de grafita degenerados e alguns alinhamentos, favorecendo a microsegregação. Além disso, nódulos de

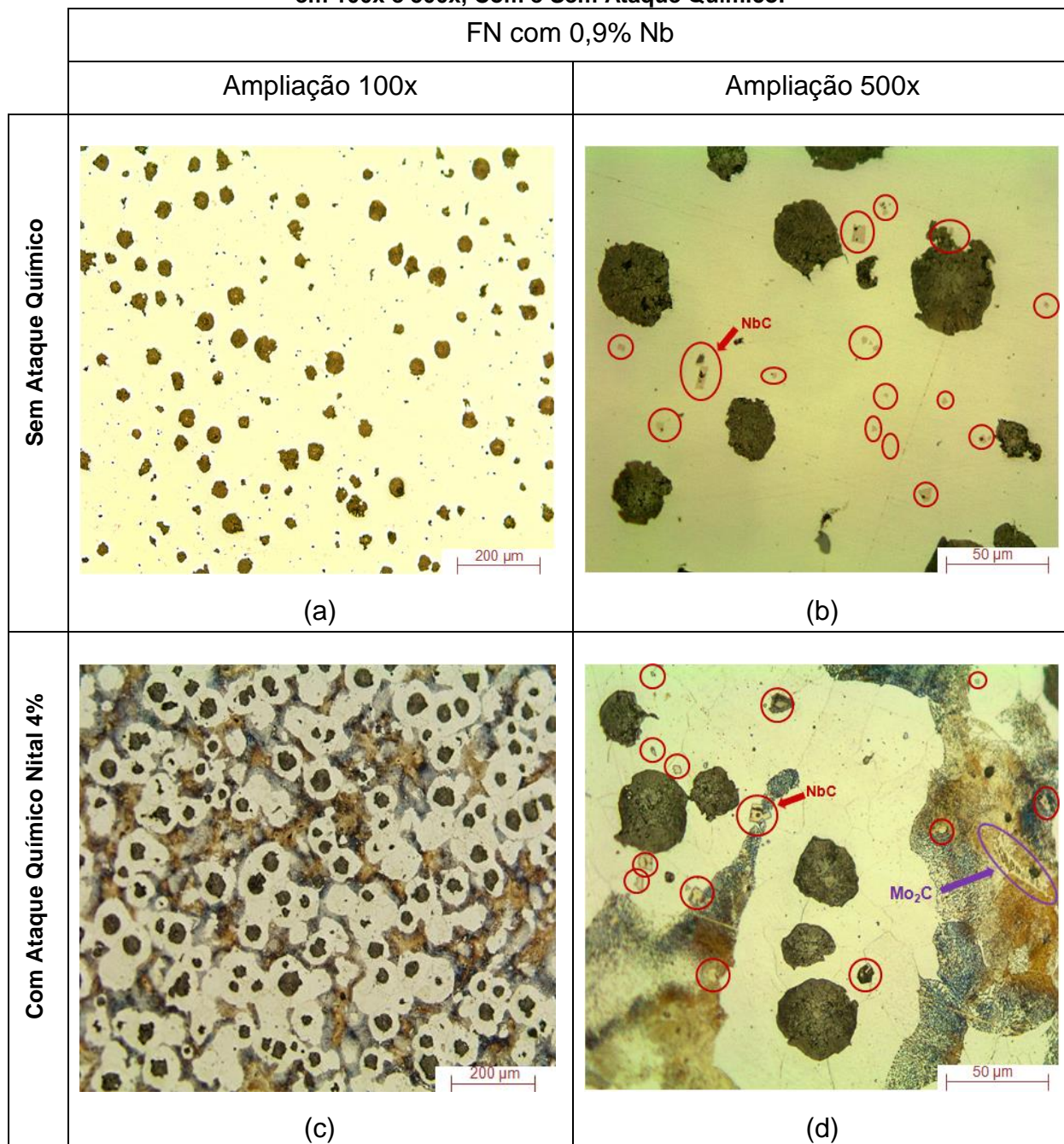
grafita primárias (tamanho maior) são evidentes nas ligas e segundo Krmasha (2017) o processo de nucleação afeta este aspecto, pois se os carbonetos de NbC fossem um substrato efetivo as ligas com 0,6 e 0,9% de Nb de seus estudos teriam nódulos de grafita menores que os da liga sem Nb.

Carbonetos de Nióbio (NbC) em bloco distribuídos aleatoriamente na matriz e na grafita (círculos vermelhos) podem ser vistos na Figura 58 (b). Esses NbC não apresentam características de segregação nos limites das células eutéticas, como fazem outros tipos de carbonetos.

A Figura 58 (c) mostra que a matriz é composta por perlita nos limites das células eutéticas e ferrita em torno dos nódulos de grafita.

A Figura 58 (d), mostra que os NbC, estão na forma de pequenos blocos e distribuídos tanto na ferrita quanto na perlita, bem como na grafita, isto é, dispersos na microestrutura (círculos vermelhos). Uma possível justificativa para essa forma de distribuição está relacionada à temperatura e densidade de formação de carbonetos de NbC ($7,60 \text{ g/cm}^3$ - VATAVUK et al., 1998), que é praticamente próxima do ferro fundido ($7,4 \text{ g/cm}^3$).

Figura 58 - Microestruturas das Ligas Brutas de Fundição com Adição de 0,9% Nb, Ampliadas em 100x e 500x, Com e Sem Ataque Químico.



Fonte: O Autor (2019)

Na Figura 58 (d) também mostra uma pequena quantidade de carbonetos segregados nos limites das células eutéticas (regiões claras dentro da elipse roxa). A presença de Mo (elemento segregante) na composição química (Tabela 8) levou à formação de carbonetos de molibdênio (Mo_2C). Diferentemente dos Mo_2C os NbC são em blocos e distribuídos dentro da microestrutura (não localizados nos limites das células eutéticas), sendo menos prejudiciais às propriedades mecânicas.

A Tabela 9 mostra as médias da análise quantitativa na microestrutura da liga (grafita e matriz) de FN com 0,9% Nb, apresentando a fração volumétrica de grafita, números de nódulos de grafita, grau de nodularização (%), tamanhos da grafita e também a quantidade de NbC/mm². Todos os valores obtidos estão nos anexos 3, 4 e 5.

Tabela 9 – Resultados Microestruturais para FN com 0,9% Nb

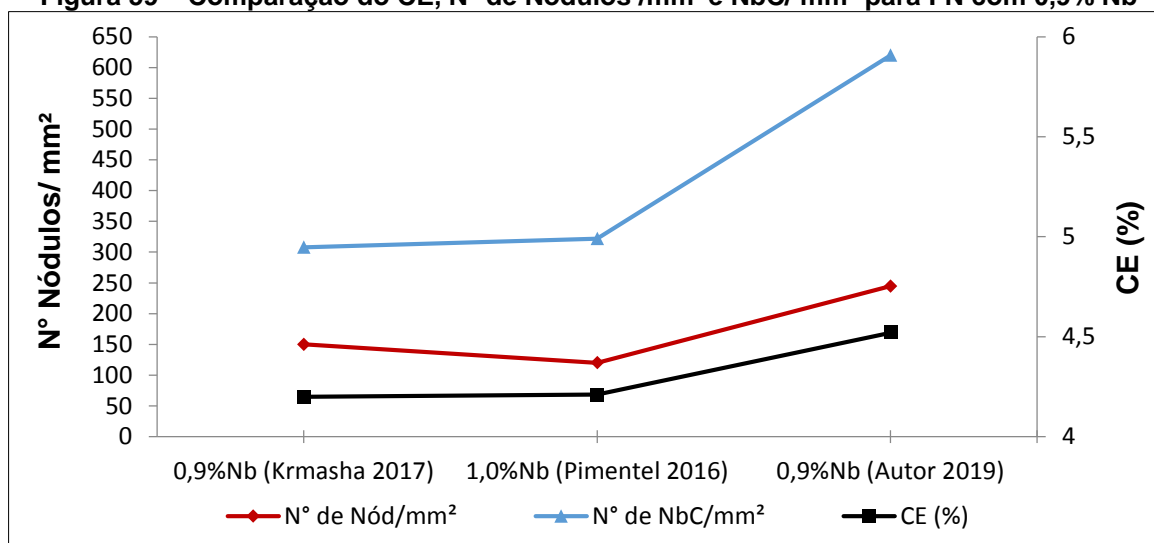
FN (0,9% Nb)	Grafita							Matriz		
	FV (%)	Grau de Nod. (%)	Nod/ mm ²	Tamanho (%)				Ferrita (%)	Perlita (%)	NbC/mm ²
				5	6	7	8			
Média	9±3	85±5	245±78	1,2±0,6	29±11	33±12	34±6	44±4	47±6	607±93

Fonte: O Autor (2019)

Comparando os valores obtidos na Tabela 9 com o trabalho de Krmasha (2017) e Pimentel (2016), observa-se na Figura 59 que houve um aumento no número de nódulos por mm² para a liga em estudo, esse maior valor na quantidade de nódulos pode estar relacionado ao maior valor de carbono equivalente (CE) quando comparados ao trabalho de Krmasha (2017) e Pimentel (2016). A Figura 59 mostra também a influência do CE na contagem de NbC/ mm², onde se observa que o aumento no CE gerou um aumento de aproximadamente 88% na quantidade de NbC/ mm² distribuídos na matriz do FN, quando comparado aos estudos realizados por Pimentel (2016) e cerca de 97% de aumento ao trabalho de Krmasha (2017).

Segundo Krmasha (2017) o menor valor para liga FN-0,9% Nb é justificado pelo tempo (15 minutos) de manutenção do metal líquido no forno (1520°C), para a dissolução e incorporação de Nb na liga e consumo de C pelo Nb. A perda de carbono pode ter ocorrido pela reação com o O₂ do ar e com o refratário do forno e também pela presença de Nb, que se combinando com o C formou NbC, restringindo o C para formar grafita na solidificação.

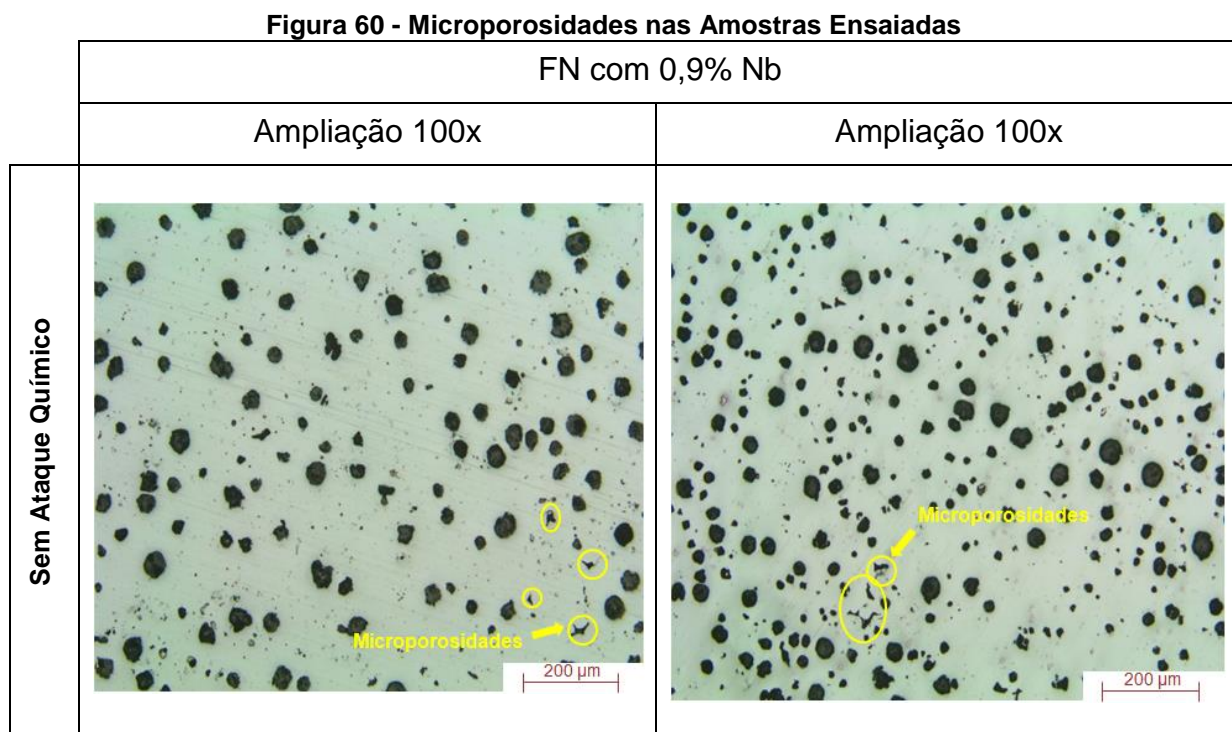
Figura 59 – Comparação do CE, N° de Nódulos /mm² e NbC/ mm² para FN com 0,9% Nb



Fonte: O Autor (2019)

Já o grau de nodularização ficou abaixo de 90% que segundo Lin (1996) é o mínimo exigido para que se tenham maiores valores de limites de fadiga. Comparados ao estudo de Krmasha (2017) o grau de nodularização (83%) manteve-se semelhante (Tabela 9), não mostrando uma relação do grau de nodularização com o aumento do CE. Mas a redução do grau de nodularização pode ter sido influenciado pelo processo de nodularização e pelo alto teor residual de Mg, que promove degeneração dos nódulos de grafita.

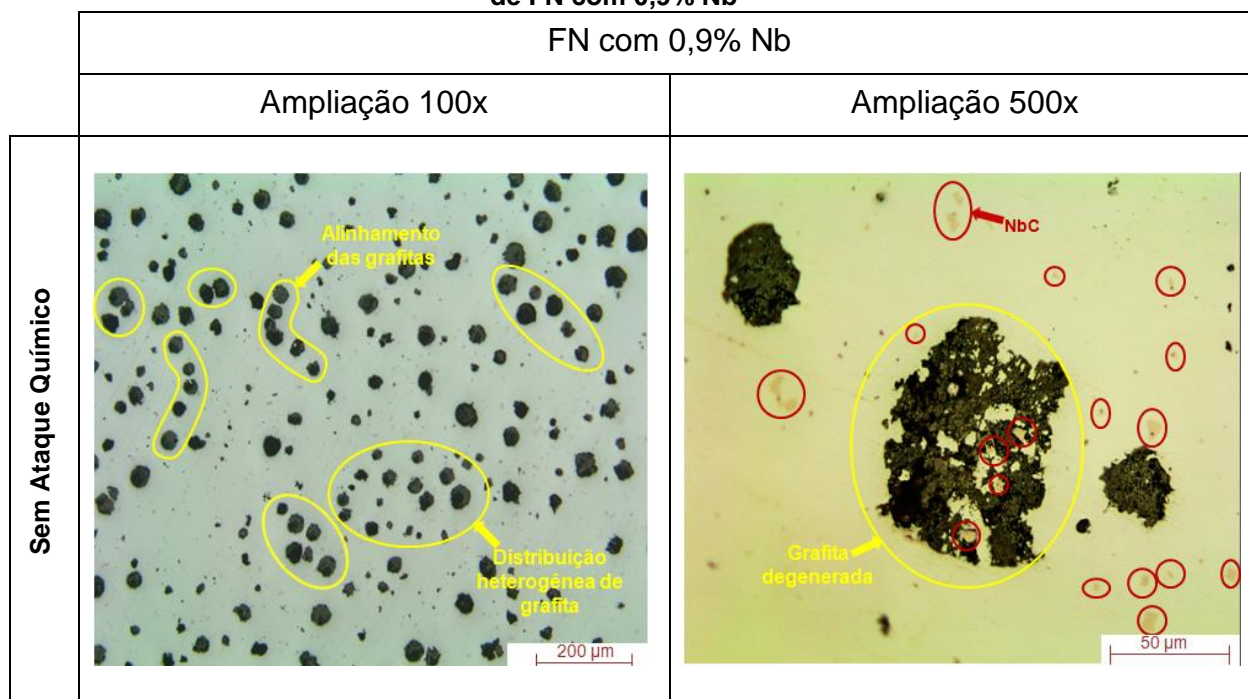
A análise microestrutural das amostras indica microporosidades evidentes (círculos amarelos), como pode ser visto na Figura 60. Com a presença de Nb na composição química, uma tendência de forma lamelar de microporosidades pode ser mostrada, promovendo assim pontos locais de concentrações de tensão e, conseqüentemente, influência tanto na resistência à fadiga quanto na tenacidade das ligas (DIAS, 2006; SCKUDLAREK, 2016).



Fonte: O Autor (2019)

Segundo Dias (2006) as propriedades mecânicas de fadiga são influenciadas pela quantidade, tamanho, distribuição da grafita além de sua morfologia e possíveis defeitos de porosidade, inclusões e segregação. Se observando na Figura 61 o alinhamento das grafitas e a degeneração de grafitas (círculos amarelos) pela introdução de Nb (círculos vermelhos), esse efeito tem influência direta na resistência à fadiga das amostras, pois de acordo com Greno; Otegui; Boeri, (1999) se concluiu ao analisar a morfologia das trincas de fadiga que sua trajetória intercepta principalmente os nódulos de grafita.

Figura 61 – Alinhamento, Distribuição Heterogênea e Degeneração de Grafitas nas Amostras de FN com 0,9% Nb



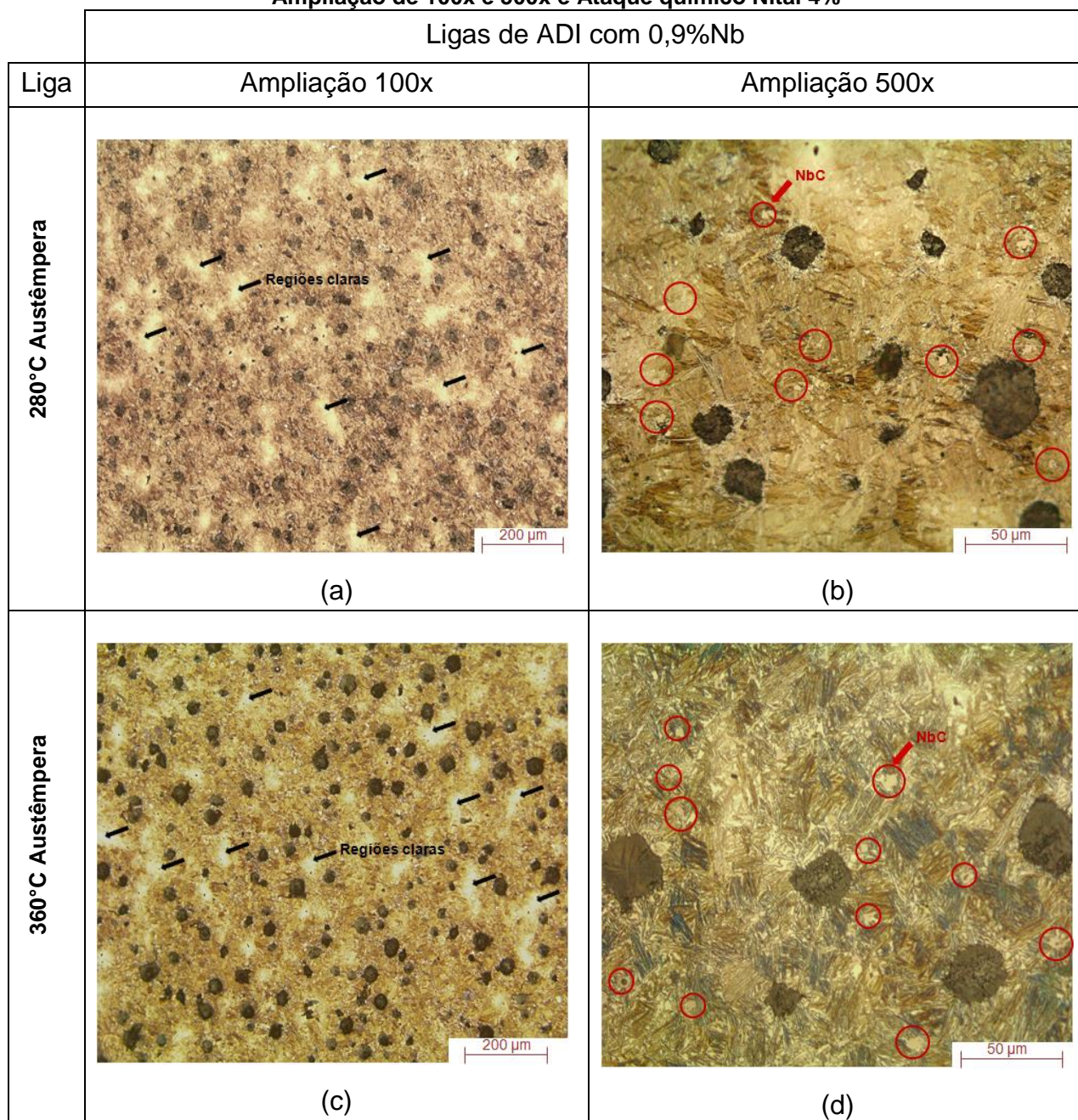
Fonte: O Autor (2019)

4.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL APÓS PROCESSO DE AUSTÊMPERA

A Figura 62 (a-c) mostra a microestrutura das amostras ADI 280 e ADI 360. A matriz é composta por regiões de ausferrita e regiões claras que representam à formação de martensita, austenita retida e carbonetos segregados nos limites das células eutéticas durante a solidificação. Estes carbonetos, são possivelmente carbonetos de molibdênio (Mo_2C), devido à presença de molibdênio (Mo) na composição química de base das ligas (Tabela 8). Observa-se aparentemente uma segregação com maior intensidade de martensita e elementos segregantes nos limites das células eutéticas nas amostras austêmperadas a 280°C, conforme estudos apresentados por Krmasha (2017).

A Figura 62 (b-d) mostra a microestrutura das ligas para melhor ilustrar o efeito da temperatura de austêmpera no refinamento da ausferrita. A Figura 62 (b- d) também mostra que a ausferrita nas amostras austemperadas a 280°C é mais refinada que as amostras austemperadas a 360°C, devido a sua maior taxa de nucleação. Também são apresentados os precipitados de NbC nas matrizes metálicas (círculos vermelhos), para as condições de austêmpera de 280 e 360°C.

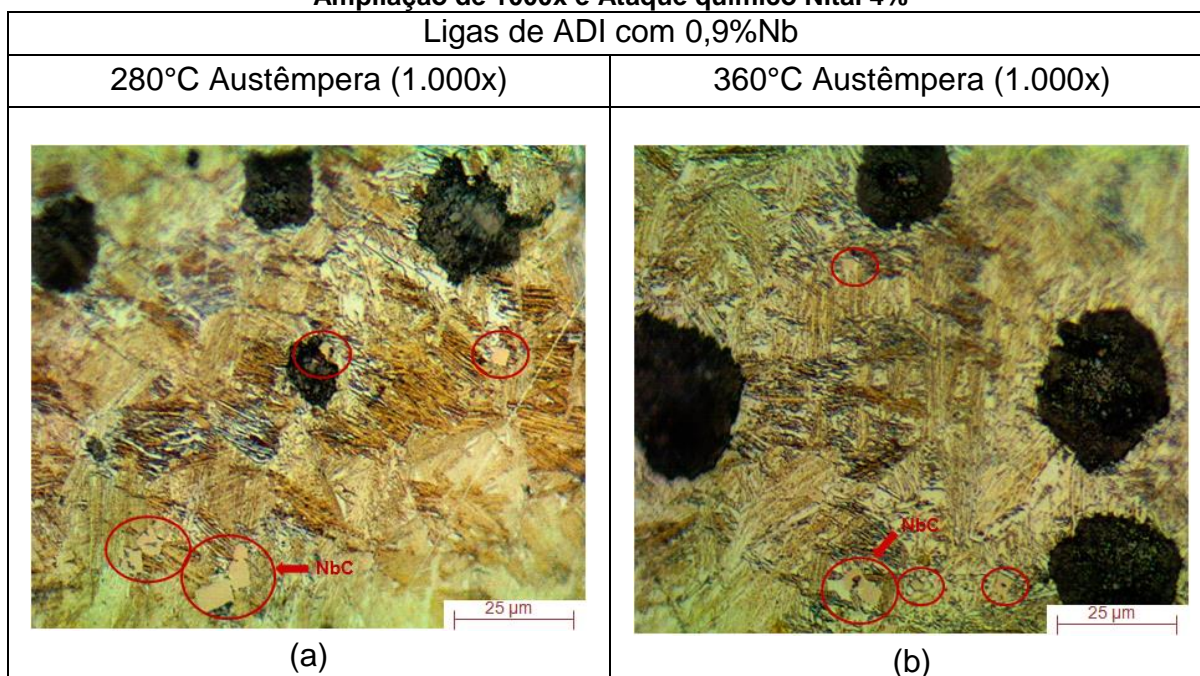
Figura 62 – Microestruturas das ligas Austêmperadas em 280°C e 360°C (0,9%Nb) por 1h com Ampliação de 100x e 500x e Ataque químico Nital 4%



Fonte: O Autor (2019)

Na Figura 63 (a-b) se observa mais claramente o refinamento da ausferrita a 280°C comparado a 360°C. Também a distribuição de NbC em blocos (círculos vermelhos) na microestrutura, tanto na matriz (ausferrita) como na grafita.

Figura 63 – Microestruturas das ligas Austemperadas em 280°C e 360°C (0,9% Nb) por 1h com Ampliação de 1000x e Ataque químico Nital 4%



Fonte: O Autor (2019)

4.4 ENSAIOS MECÂNICOS

Os resultados dos ensaios de tração, impacto, dureza e fadiga por flexão rotativa das ligas com adição de 0,9% Nb nas ligas FB, ADI 280 e ADI 360 são apresentados e discutidos.

4.5 ENSAIO DE TRAÇÃO

Os resultados dos ensaios de tração para as amostras BF (FN-0,9 %Nb), bem como das amostras ADI 280 e ADI 360 com 0,9% Nb, são apresentadas na Tabela 10. Foram testadas três amostras para cada condição com os valores da média e desvio padrão apresentados. Os valores individuais são mostrados no anexo 6.

Tabela 10 - Resultados dos Ensaios de Tração das ligas em condições Brutas de Fundição e Austemperadas a 280°C e 360°C por 1 h com 0,9% Nb

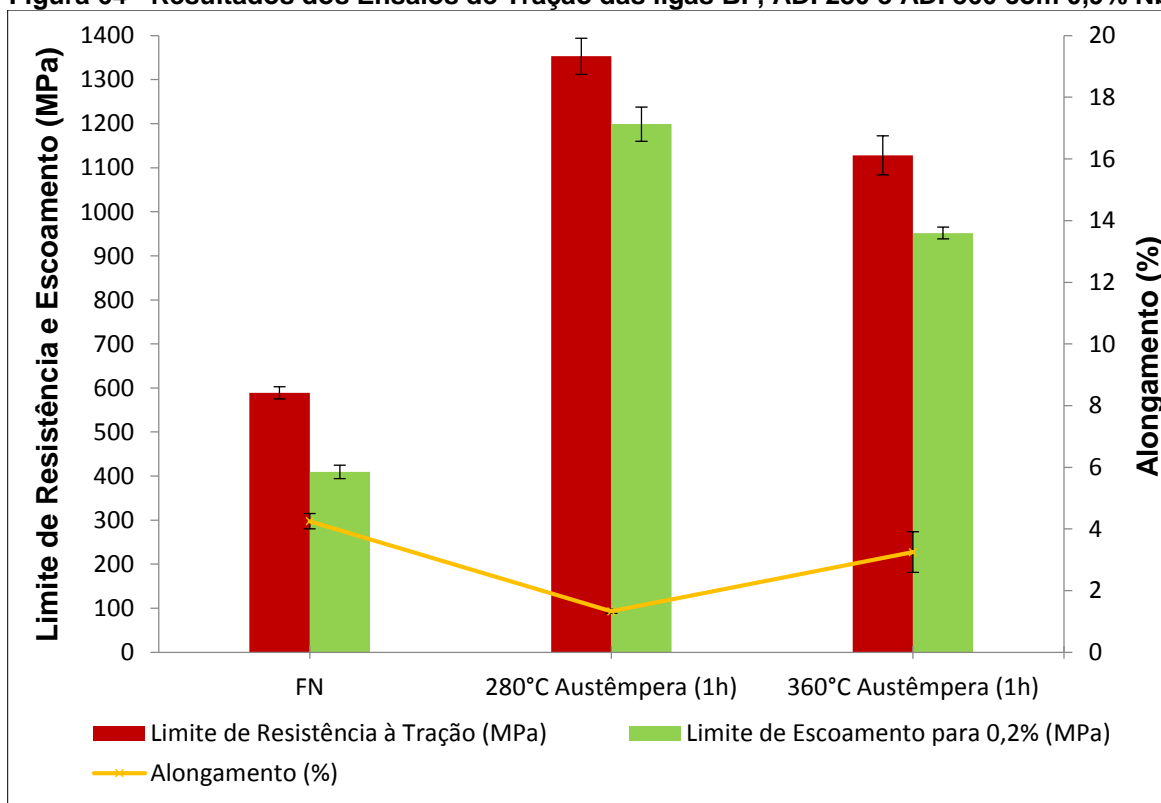
Condição da amostra	LE (MPa)	LRT (MPa)	A (%)
BF	409 ±15	589 ±14	4,0 ±0,25
ADI 280	1199 ±39	1353 ±41	1,3 ±0,07
ADI 360	952 ±13	1128 ±44	3,3 ±0,07

BF = Bruta de Fundição; ADI 280 = Austemperada a 280°C; ADI 360 = Austemperada a 360°C; LE = Limite de escoamento; LRT = Limite de Resistência a Tração; A = alongamento.

Fonte: O Autor (2019)

Os resultados de limite de escoamento de 0,2%, limite de resistência à tração e alongamento (%), mostrados na Tabela 10, nas amostras de BF, ADI 280 e ADI 360 são apresentados na Figura 64. A Figura 64 mostra que o limite de resistência à tração e limite de escoamento nas amostras diminuem na condição BF (FN). No entanto, o alongamento (%) aumenta quando comparados as ligas austemperadas.

Figura 64 - Resultados dos Ensaios de Tração das ligas BF, ADI 280 e ADI 360 com 0,9% Nb



Fonte: O Autor (2019)

Porém também se avalia que na liga ADI 280, os valores de resistência medidos são maiores que os das ligas ADI 360. Isso é atribuído ao refinamento da ausferrita. O refino é devido a um gradiente de temperatura mais alto, resultando assim em uma maior taxa de nucleação de ausferrita (baixa difusão) (SCKUDLAREK, 2016).

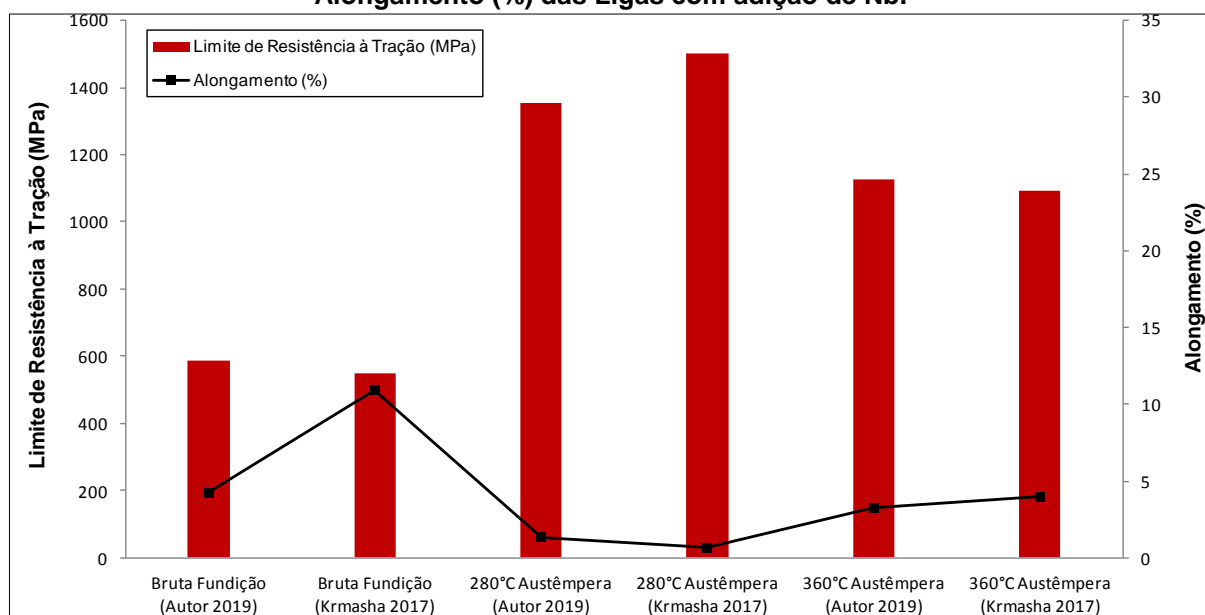
Segundo Krmasha (2017), a presença de NbC, gera uma queda no limite de escoamento e resistência à tração das ligas na condição BF, pois estes NbC que estão distribuídos aleatoriamente na matriz de ligas. Pimentel (2016) afirma que a presença de carbonetos poligonais (NbC) são propagadores de trincas que levam à fratura.

No entanto, as condições austêmperadas, mostram um aumento na resistência à tração e limite de escoamento das ligas. Esse comportamento está relacionado ao refinamento da ausferrita promovido pela temperatura de austêmpera. Quando estes dados de resistência são comparados aos da liga BF, pode-se ver claramente que eles são superiores devido à estrutura de ausferrita promovida através do tratamento térmico de austêmpera.

O alongamento (%) das ligas ADI 280 diminuiu, essa queda pode ser possivelmente devido à presença de microporosidades, carbonetos segregados nos limites das células eutéticas e martensita, o que reduz ainda mais o alongamento.

A Figura 65 mostra em comparação o limite de resistência à tração (MPa) e o alongamento (%) para as ligas ensaiadas nas condições BF, ADI 280 e ADI 360 com as ligas diante das mesmas condições da pesquisa realizada por Krmasha (2017), tendo ambas 0,9% Nb.

Figura 65 - Análise Comparativa entre os Limites de Resistência a Tração (MPa) e o Alongamento (%) das Ligas com adição de Nb.



Fonte: O Autor (2019)

Observa-se que para a condição BF ocorreu um aumento de 7% no limite de resistência à tração (MPa) da pesquisa proposta em comparação a pesquisa de

Krmasha (2017). Porém em contrapartida ocorreu uma redução significativa no alongamento (%) em comparação das ligas (Figura 65).

Para a condição em 280°C de austêmpera verifica-se que a liga em estudo obteve uma redução de 11% no limite de resistência à tração e como consequência um aumento do alongamento (%). Segundo Krmasha (2017) essa redução de alongamento (%) da liga em análise é devido à presença de microporosidades, carbonetos segregados nos limites das células eutéticas e martensita, o que reduz o alongamento justificando também a redução do alongamento (%) da liga de FN comparada anteriormente. Isso mostra que a liga em estudo provavelmente possui uma quantidade maior de austenita retida e segundo WU (2002) a quantidade e morfologia da austenita retida tem uma influência fundamental na resistência à fadiga dos ADIs.

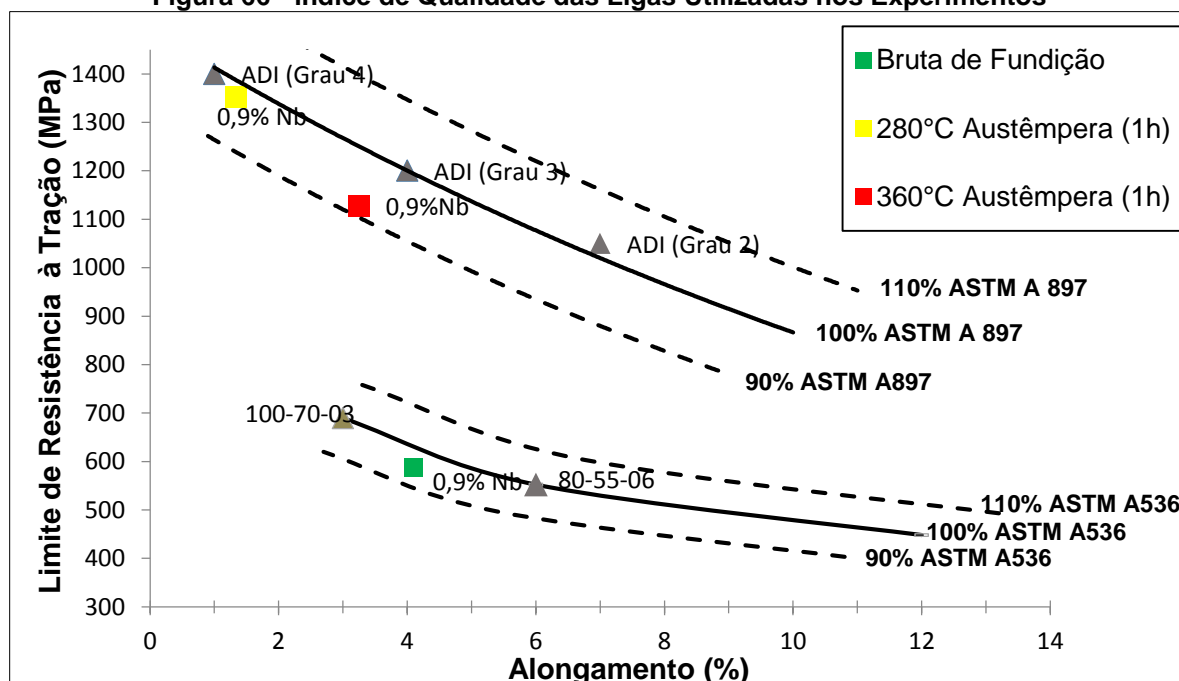
Na condição de 360°C houve um aumento quase insignificante no limite de resistência à tração (MPa) que pode ser justificado pela maior quantidade de NbC promovida na matriz.

4.6 INDICE DE QUALIDADE DAS LIGAS FUNDIDAS

Os resultados de resistência à tração e alongamento (%), mostrados na Tabela 13, podem ser apresentados na forma do índice de qualidade (IQ), juntamente com os valores indicados pela norma ASTM A 897 e ASTM A 536 (Figura 66), onde as linhas cheias correspondem aos valores mínimos dos graus de ferros nodulares austemperados (ADI) e as curvas tracejadas correspondem a variações de $\pm 10\%$ nos valores padrão. A média dos dados experimentais é apresentada e os números próximos aos pontos correspondem a %Nb das ligas. A Figura 66 mostra que o IQ de todas as amostras está abaixo da curva IQ de 100% e acima de 90%, conforme especificado pelas normas ASTM A 897 e ASTM A 536.

As amostras de ADI 280 e com adição de 0,9%Nb ficaram aproximadamente em 90% no IQ pela norma ASTM A897, se localizando entre os ADIs de graus 2 e 3. Os valores do IQ das amostras que mais se aproximaram de 100% pela norma ASTM A897, são as amostras de ADI 360 e adição de 0,9% Nb.

Figura 66 - Índice de Qualidade das Ligas Utilizadas nos Experimentos



Fonte: O Autor (2019)

Já para as amostras BF e com adição de 0,9% Nb, a Figura 66 mostra uma curva onde as linhas cheias correspondem aos valores mínimos das classes dos FN e as curvas tracejadas correspondem a variações de $\pm 10\%$ nos valores padrão, de acordo com a norma ASTM A536. A média dos dados experimentais é apresentada e o número próximo ao ponto corresponde a %Nb da liga.

As amostras BF e com adição de 0,9% Nb ficaram aproximadamente em 95% no IQ pela norma ASTM A536, se localizando entre as classes de FN 80.55.06 e 100.70.03.

De um modo geral, a resistência à tração (MPa) e o alongamento (%) medidos estão abaixo dos valores das classes ASTM A897 e ASTM A536. Esse comportamento pode ter sido influenciado por carbonetos segregados nos limites das células eutéticas e microporosidades, mas também pelas partículas de NbC.

4.7 ENSAIO DE IMPACTO

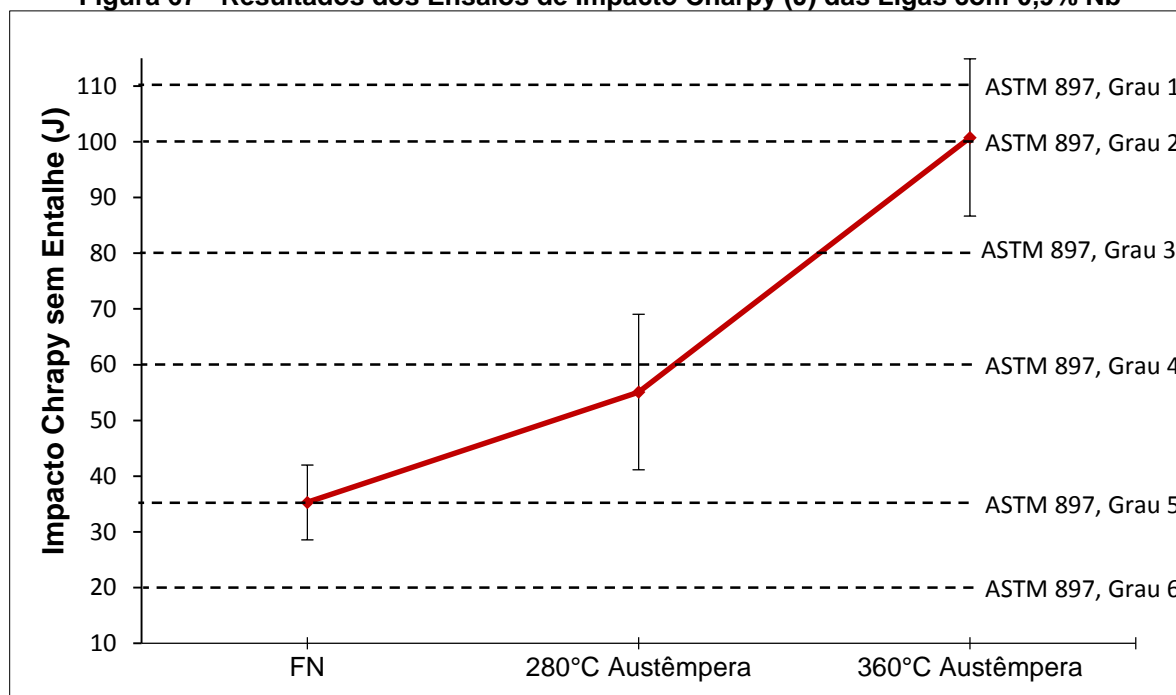
A Tabela 11 mostra os resultados dos testes de impacto Charpy sem entalhe nas ligas BF, ADI 280 e ADI 360 com adição de 0,9% Nb, sendo testadas quatro amostras para cada condição, apresentando-se a média e o desvio padrão.

Tabela 11 - Resultados dos Testes de Impacto Charpy (J) das Ligas.

Ligas	Impacto Charpy sem Entalhe (J)		
	FN	280°C Austêmpera	360°C Austêmpera
Amostra 1	37,27	74,48	98,44
Amostra 2	41,92	55,54	87,91
Amostra 3	36,00	42,91	120,82
Amostra 4	25,92	47,40	95,91
Média	35,28 ±7	55,08 ±14	100,77 ±14
Desvio Padrão	6,73	13,94	14,09

Fonte: O Autor (2019)

A Figura 67 mostra a resistência ao impacto (J) das amostras em função do tratamento térmico de austêmpera. Os resultados dos ensaios de impacto mostram que as amostras BF apresentam menor valor de resistência ao impacto, quando comparadas as amostras de ADI 280 e ADI 360.

Figura 67 - Resultados dos Ensaio de Impacto Charpy (J) das Ligas com 0,9% Nb

Fonte: O Autor (2019)

Segundo Skudlarek (2016) isso se justifica pela matriz ausferrítica (ferrita e austenita retida) apresentar maior dificuldade para a propagação de trincas, do que a matriz ferrítica-perlítica das amostras de FN.

Os maiores valores das amostras austemperadas a 360°C estão relacionadas a liga possuir a matriz ausferrítica mais grosseira, onde possivelmente promoveram

maior quantidade de austenita retida na matriz, aumentando assim a tenacidade da liga (LUSSOLI, 2003).

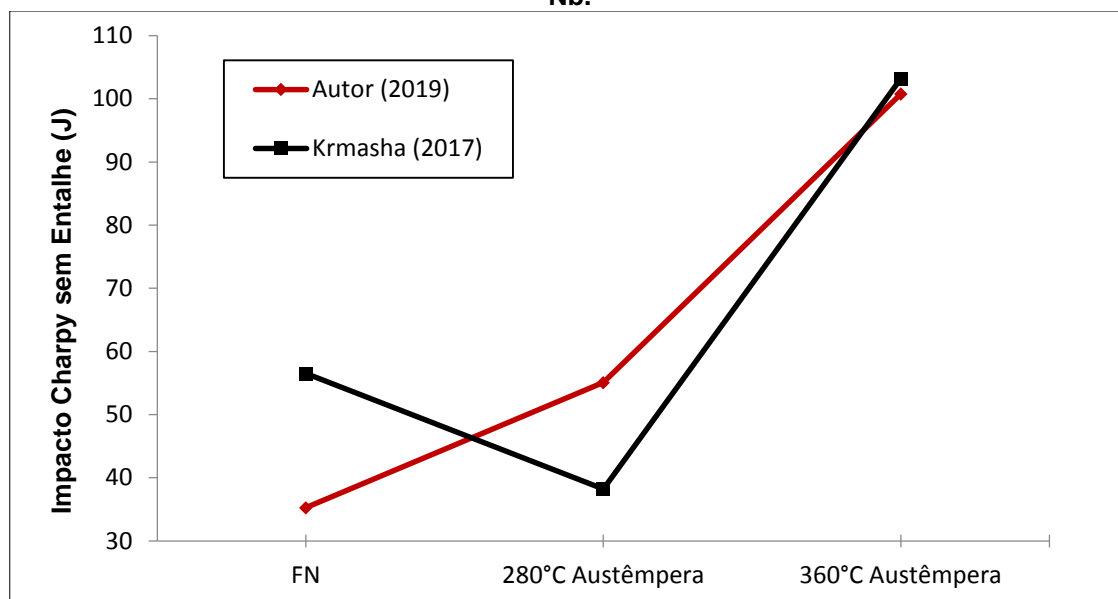
As amostras austêmperadas a 280°C apresentaram valores menores de resistência ao impacto quando comparadas a 360°C, isso se justifica pela matriz ausferrítica ser mais refinada reduzindo assim a tenacidade da liga.

Em geral, pode-se dizer que os valores da resistência ao impacto das amostras de FN e austemperado a 280°C estão dentro da faixa de resistência a impacto dos graus 4 e 5 da norma ASTM A897. Considerando que, os valores das amostras austemperadas a 360°C excedem o valor de 100J de grau 2. Além disso, a melhor resistência ao impacto para todas as condições testadas foi encontrada nas amostras com 360°C com adição de 0,9% Nb, mostrando que a temperatura de austêmpera afeta diretamente a resistência ao impacto. Outros fatores, incluindo microporosidade e carbonetos segregados, encontrados na microestrutura, podem reduzir significativamente a resistência ao impacto.

De acordo com a Figura 68 se observa que os valores de resistência ao impacto das amostras austemperadas a 280°C foram maiores quando comparados ao trabalho de Krmasha (2017) que podem estar relacionadas à maior quantidade de martensita não-temperada na matriz, aumentando assim a fragilidade das ligas. Já na comparação entre as amostras brutas de fundição, os resultados estão dentro da faixa de resistência a impacto dos graus 4 e 5 da norma ASTM A897, porém, a redução de resistência ao impacto do FN no presente estudo pode ser justificada pela presença de microporosidades e carbonetos segregados que são identificados neste trabalho. Já para 360°C de austêmpera os resultados se apresentaram semelhantes em ambos os estudos.

Pode-se concluir que a temperatura de austêmpera tem influência direta nos resultados de resistência ao impacto, afetando diretamente a tenacidade da matriz.

Figura 68 - Análise Comparativa entre os Ensaios de Impacto Charpy (J) das Ligas com 0,9% Nb.



Fonte: O Autor (2019)

4.8 ENSAIO DE DUREZA

A Tabela 12 apresenta os valores médios e respectivos desvios padrões de macrodureza (carga de 30 kg – HV₃₀) e microdureza (carga de 0,5 kg - HV_{0,5}) das amostras com Nb. Os valores individuais de dureza para HV₃₀ e HV_{0,5} são dados no anexo 7. A Figura 69 representa a macrodureza e microdureza Vickers de todas as ligas testadas com adição de 0,9% Nb.

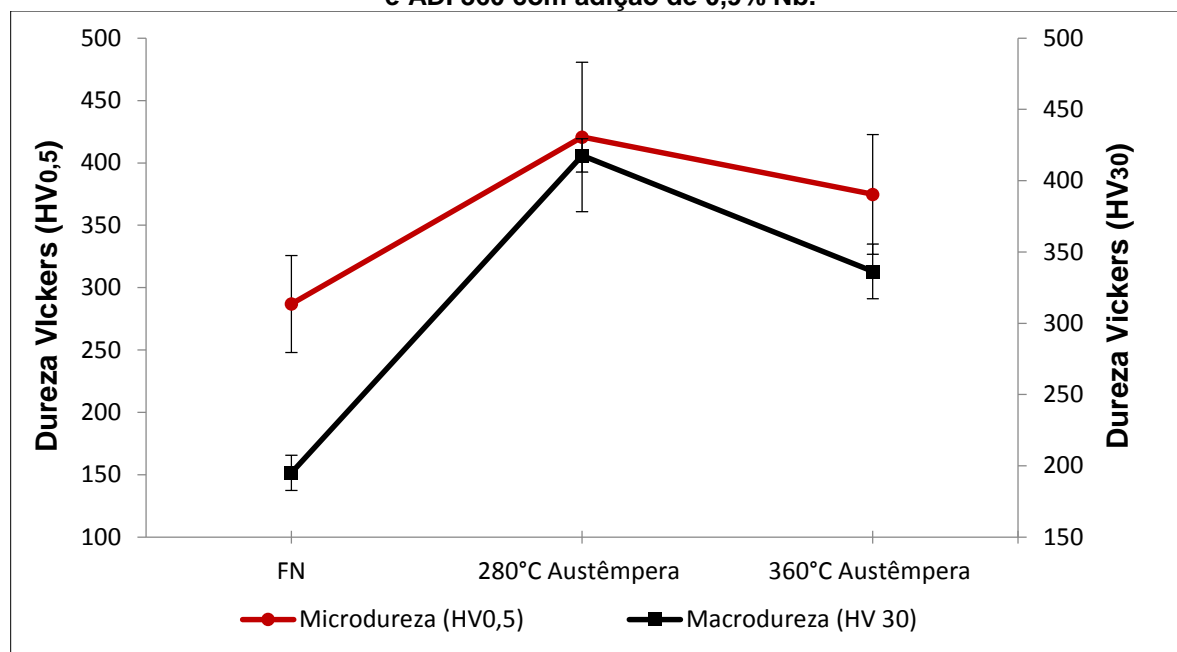
Tabela 12 - Resultados dos Ensaios de Microdureza e Macrodureza Vickers das Ligas com 0,9% Nb.

Dureza	BF	ADI 280	ADI 360
Microdureza (HV _{0,5})	287 ±39	421 ±60	375 ±48
Macrodureza (HV ₃₀)	195 ±12	418 ±12	336 ±19

BF = Bruta de Fundição; ADI 280 = Austemperada a 280°C; ADI 360 = Austemperada a 360°C.

Fonte: O Autor (2019)

Figura 69 – Microdureza Vickers ($HV_{0,5}$) e Macrodureza Vickers (HV_{30}) das amostras BF, ADI 280 e ADI 360 com adição de 0,9% Nb.



Fonte: O Autor (2019)

A Figura 69 mostra que a microdureza Vickers ($HV_{0,5}$) apresenta comportamento semelhante a macrodureza Vickers (HV_{30}), onde se observa que as amostras de ADI 280 e ADI 360 apresentam valores de dureza maiores que as amostras BF. No caso, pelo fato da matriz ausferrítica ser mais dura que a matriz ferrítica-perlítica, das amostras no estado bruto de fundição (LUSSOLI, 2003).

De acordo com a Figura 69, verifica-se ainda que as amostras ADI 280 apresentam maior dureza quando comparadas as amostras ADI 360. Estes resultados são esperados devido a matriz ausferrítica ser mais refinada a 280°C do que a mesma obtida a 360°C de temperatura de austêmpera.

A macrodureza medida com carga de 30 kgf apresenta menores valores em relação a microdureza Vickers medida na matriz com carga de 0,5 kgf (Figura 69). Isso ocorreu, devido a HV_{30} abranger todos os microconstituintes (grafita e matriz), inclusive microporosidades.

Segundo Pimentel (2016) em estudos de microdureza para ligas de FN e ADI com adição de Nb, conclui que a presença de NbC não promove aumentos significativos de dureza na matriz. Então verifica-se que a matriz de ausferrita promovida pelo processo de austêmpera que influência nos resultados da dureza, onde as amostras de 280°C aumentam a dureza na matriz ausferrítica em

aproximadamente 46% quando comparadas ao FN com matriz ferrítica-perlítica para microdureza Vickers ($HV_{0,5}$).

Também observa-se a influência da temperatura de austêmpera na dureza da matriz, pois em 280°C há um aumento de aproximadamente 12% quando comparado a 360°C para microdureza Vickers ($HV_{0,5}$). Isso significa que o refinamento da ausferrita tem relação direta com o aumento de dureza nas matrizes das ligas.

4.9 ENSAIOS DE FADIGA POR FLEXÃO ROTATIVA

Os resultados obtidos experimentalmente e a geração das curvas de Wöhler foram ajustadas estatisticamente, de acordo com o modelo dado por Basquin (Eq. 10), que foi apresentado detalhamento por AL-RUBAIE (2008). Esse modelo pode ser escrito como:

$$\log N = A1 - A2 \log S \quad (10)$$

Onde \log é o logaritmo para base 10, N é o número de ciclos de fadiga para falha; S é a tensão máxima aplicada cíclica; $A1$ e $A2$ são os parâmetros do modelo de fadiga que são identificados nos anexos 8, 9 e 10. Os ensaios foram realizados em fadiga de alto ciclo (FAC) e para obtenção dos resultados foi proposto como limite de fadiga o valor mínimo de 2×10^6 ciclos.

Na Tabela 13 se verifica os resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa (FAC) nas amostras FN com 0,9% Nb. Onde são mostrados os parâmetros utilizados para os ensaios de FAC e as tensões máximas resultantes.

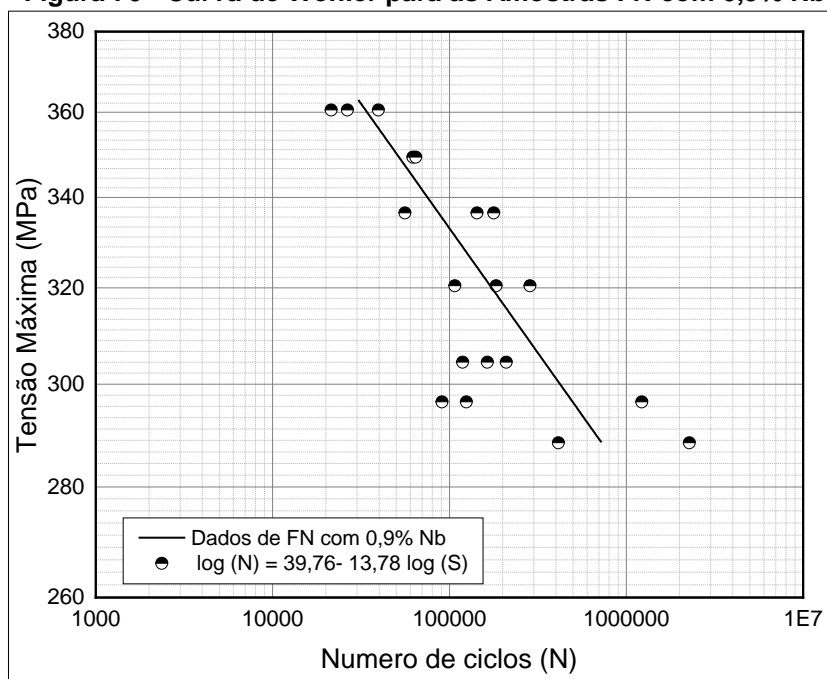
Tabela 13 – Propriedades de Fadiga para as Amostras FN com 0,9% Nb

Identificação Amostra	S, Tensão Máxima (MPa)	N, Número de Ciclos	Rotação (rpm)	Frequência (Hz)	Ø (mm)	Carga (kgf)
2 A	361	39.690	1500	25	7	2,25
10 B	361	26.525				2,25
11 B	361	21.477				2,25
8 A	349	62.237				2,18
7 B	349	64.621				2,18
6 A	336	143.464				2,10
1 B	336	178.369				2,10
4 B	336	56. 133				2,10
4 A	320	285.959				2,00
7 A	320	183.895				2,00
11 A	320	107.505				2,00
5 B	304	118.850				1,90
9 A	304	164.024				1,90
1 A	304	209.693				1,90
10 A	296	1.225.113				1,85
3 B	296	124.848				1,85
8 B	296	90.795				1,85
2 B	288	2.278.065				1,80
6 B	288	413.207				1,80

Fonte: O Autor (2019)

A Figura 70 mostra os resultados expressos na forma da curva de Wöhler para os ensaios de fadiga por flexão rotativa (FAC) nas amostras FN com 0,9% Nb, onde se observa uma relação entre a tensão máxima aplicada (MPa) nas amostras no ensaio de fadiga e o número de ciclos contados até ruptura ou até ultrapassar o número de ciclos mínimo especificado de 2×10^6 , considerado como o limite de fadiga. Na Figura 70 se pode identificar que para tensões máximas abaixo 288 MPa a liga FN (0,9% Nb) apresentou seu limite de fadiga em ensaios de FAC.

Figura 70 - Curva de Wöhler para as Amostras FN com 0,9% Nb



Fonte: O Autor (2019)

O modelo de fadiga utilizado na geração da curva do Wöhler e os seus parâmetros estão no anexo 8, onde observa-se que os parâmetros do modelo de fadiga (A1 e A2) são significativos pois a probabilidade é menor do que 0,05 para intervalo de confiança de 95%.

Na Tabela 14 se verifica os resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa (FAC) nas amostras de ADI 280. Onde são mostrados os parâmetros utilizados para os ensaios de FAC e as tensões máximas resultantes.

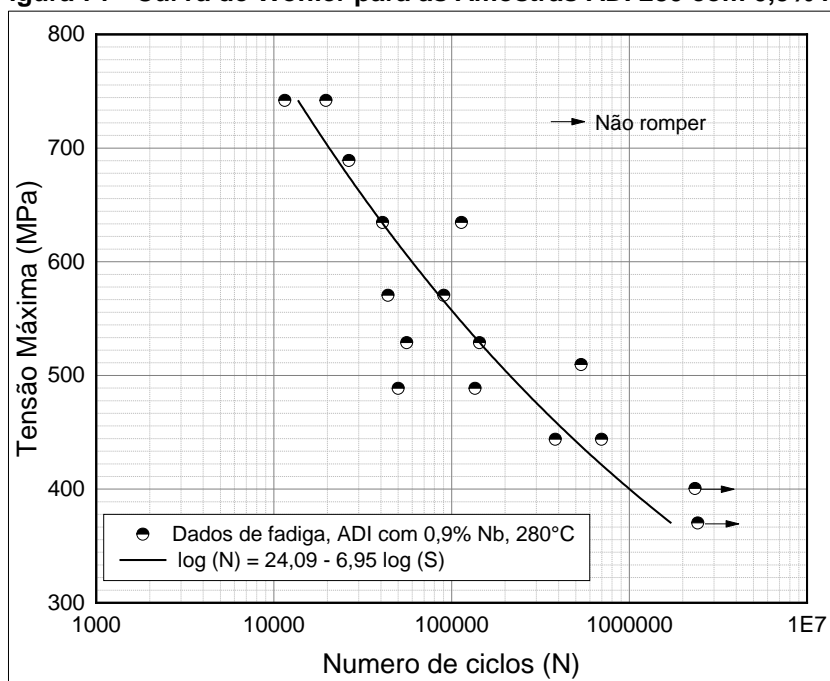
Tabela 14 – Propriedades de Fadiga para as Amostras ADI 280 e com 0,9% Nb

Identificação Amostra	S, Tensão Máxima (MPa)	N, Número de Ciclos	Rotação (rpm)	Frequência (Hz)	Ø (mm)	Carga (Kgf)
21 B	742	11.540	1500	25	7	4,63
23 B	742	19.639				4,63
22 B	689	26.449				4,30
17 A	635	113.847				3,96
24 B	635	40.950				3,96
21 A	570	90.550				3,56
23 A	570	43.949				3,56
16 B	529	143.801				3,30
16 A	529	56.010				3,30
15 A	510	536.152				3,18
20 A	489	135.703				3,05
20 B	489	50.102				3,05
19 B	444	383.553				2,77
17 B	444	698.260				2,77
18 A	400	2.344.880, sem romper				2,50
19 A	370	2.430.610, sem romper				2,31

Fonte: O Autor (2019)

A Figura 71 mostra os resultados expressos na forma da curva de Wöhler para os ensaios de fadiga por flexão rotativa (FAC) nas amostras de ADI 280, onde se observa uma relação entre a tensão máxima aplicada (MPa) nas amostras no ensaio de fadiga e o número de ciclos contados até ruptura ou até ultrapassar o número de ciclos mínimo especificado de 2×10^6 , considerado como o limite de fadiga. Na Figura 71 se pode identificar que para tensões máximas abaixo 400 MPa a liga ADI 280 apresentou seu limite de fadiga em ensaios de FAC, com indicação da seta.

Figura 71 - Curva de Wöhler para as Amostras ADI 280 com 0,9% Nb



Fonte: O Autor (2019)

O modelo de fadiga utilizado na geração da curva do Wöhler e os seus parâmetros estão no anexo 9, onde observa-se que todos os parâmetros do modelo de fadiga (A1 e A2) são significativos pois a probabilidade é menor de 0,05 para intervalo de confiança de 95%.

Na Tabela 15 se verifica os resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa (FAC) nas amostras de ADI 360. Onde são mostrados os parâmetros utilizados para os ensaios de FAC e as tensões máximas resultantes.

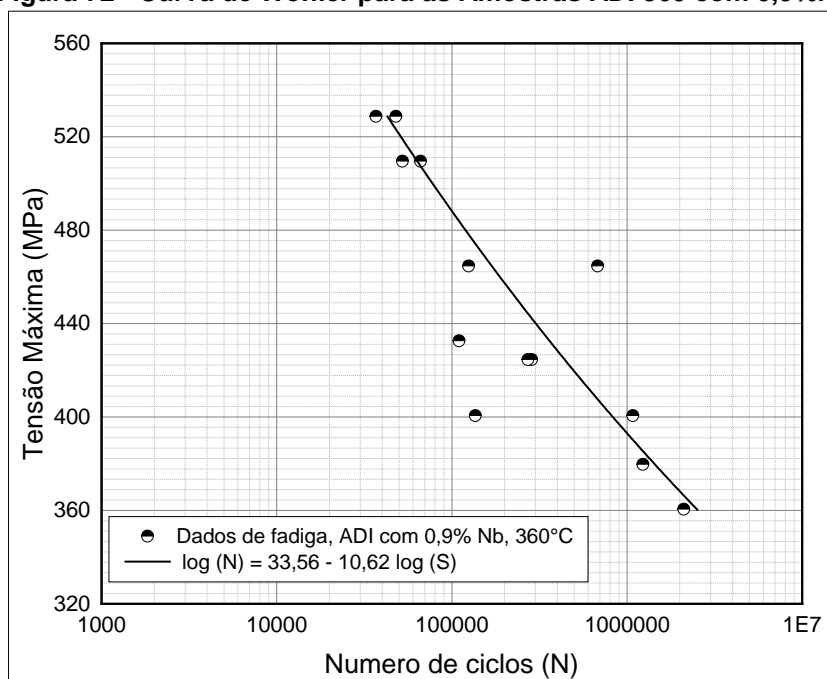
Tabela 15 – Propriedades de Fadiga para as Amostras ADI 360 e com 0,9% Nb

Identificação Amostra	S, Tensão Máxima (MPa)	N, Número de Ciclos	Rotação (rpm)	Frequência (Hz)	Ø (mm)	Carga (kgf)
30 B	529	36.944	1500	25	7	3,30
33 B	529	47.925				3,30
34 B	510	66.329				3,18
35 B	510	52.249				3,18
29 B	465	124.744				2,90
31 B	465	681.214				2,90
32 B	433	110.140				2,70
29 A	425	285.556				2,65
32 A	425	272.014				2,65
30 A	401	1.079.730				2,50
35 A	401	136.212				2,50
34 A	401	16.605.557				2,50
36 B	380	1.232.825				2,37
33 A	360	2.111.780				2,25

Fonte: O Autor (2019)

A Figura 72 mostra os resultados expressos na forma da curva de Wöhler para os ensaios de fadiga por flexão rotativa (FAC) nas amostras de ADI 360, onde se observa uma relação entre a tensão máxima aplicada (MPa) nas amostras no ensaio de fadiga e o número de ciclos contados até ruptura ou até ultrapassar o número de ciclos mínimo especificado de 2×10^6 , considerado como o limite de fadiga. Na Figura 72 se pode identificar que para tensões máximas abaixo 360 MPa a liga ADI 360 apresentou seu limite de fadiga em ensaios de FAC.

Figura 72 - Curva de Wöhler para as Amostras ADI 360 com 0,9%Nb

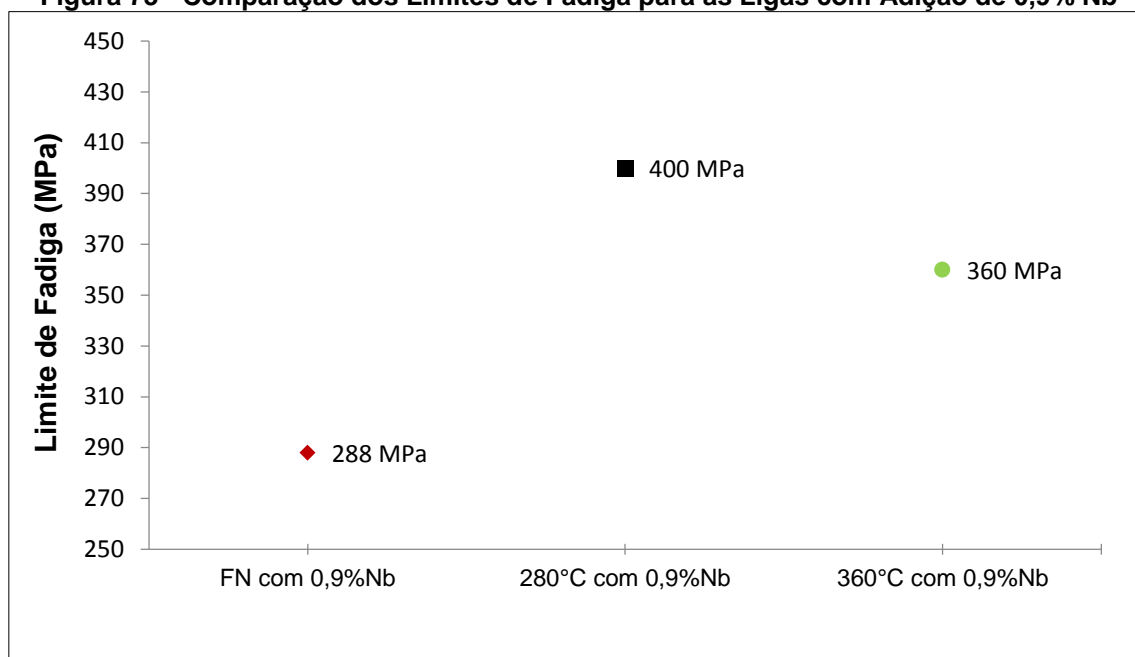


Fonte: O Autor (2019)

O modelo de fadiga utilizado na geração da curva do Wöhler e os seus parâmetros estão no anexo 10, onde observa-se que todos os parâmetros do modelo de fadiga (A1 e A2) são significativos, pois a probabilidade é menor de 0,05 para intervalo de confiança de 95%.

Na Figura 73 pode-se verificar que para tensões máximas abaixo de 288 MPa a liga FN e com adição de 0,9% Nb apresentou seu limite de fadiga, já a liga ADI 280, austêmperada à 280°C, apresentou para tensões máximas, o limite de fadiga estimado abaixo de 400 MPa e para a liga ADI 360, austêmperada à 360°C, apresentou para tensões máximas, o limite de fadiga estimado abaixo de 360 MPa. Sendo todos os ensaios realizados em fadiga de alto ciclo (FAC).

Figura 73 - Comparação dos Limites de Fadiga para as Ligas com Adição de 0,9% Nb



Fonte: O Autor (2019)

De acordo com a Figura 73 a condição de FN apresenta a menor tensão máxima (MPa) de limite de fadiga e já as amostras austemperadas se observa os maiores valores de tensão máxima (MPa) nos limites de fadiga. Esses resultados são esperados, devido a austenita retida promovida na matriz das ligas em ADI que aumenta a resistência à fadiga (LIN, 1996).

Se observa para as amostras de FN com adição de 0,9% Nb que apresenta o limite de fadiga de 32% menor aos valores de limite de fadiga das amostras ADI 280 e de 39% aos valores das amostras ADI 360, sendo a matriz ausferrítica mais refinada.

Nas amostras austemperadas a liga ADI 280 apresenta o limite de fadiga em 11% maior do que a liga ADI 360, isso é decorrente da matriz ausferrítica ser mais refinada do que a matriz das amostras ADI 280.

Segundo Lin (1996) o aumento da resistência a fadiga dos ADIs, pode ser atribuído às maiores quantidades de austenita retida e uma maior fração de austenita retida em baixa concentração de carbono. Esta austenita de baixa concentração de carbono tem maior probabilidade de se transformar em martensita sob deformação plástica (transformação martensítica induzida por tensão), do que a austenita estável enriquecida em carbono, resultando em maior resistência ao crescimento de trincas por fadiga, onde o aumento na quantidade de austenita retida ocorre em temperaturas de austêmpera maiores. De acordo com Pimentel (2016), o aumento da temperatura

de austêmpera aumenta a quantidade de austenita retida para as ligas de ADI com 1,0%Nb.

Conforme a Figura 73 as amostras ADI 360, austemperadas à 360°C, apresentam tensões máximas (MPa) de limite de fadiga menores que as tensões máximas (MPa) de limite de fadiga das amostras ADI 280, austemperadas à 280°C.

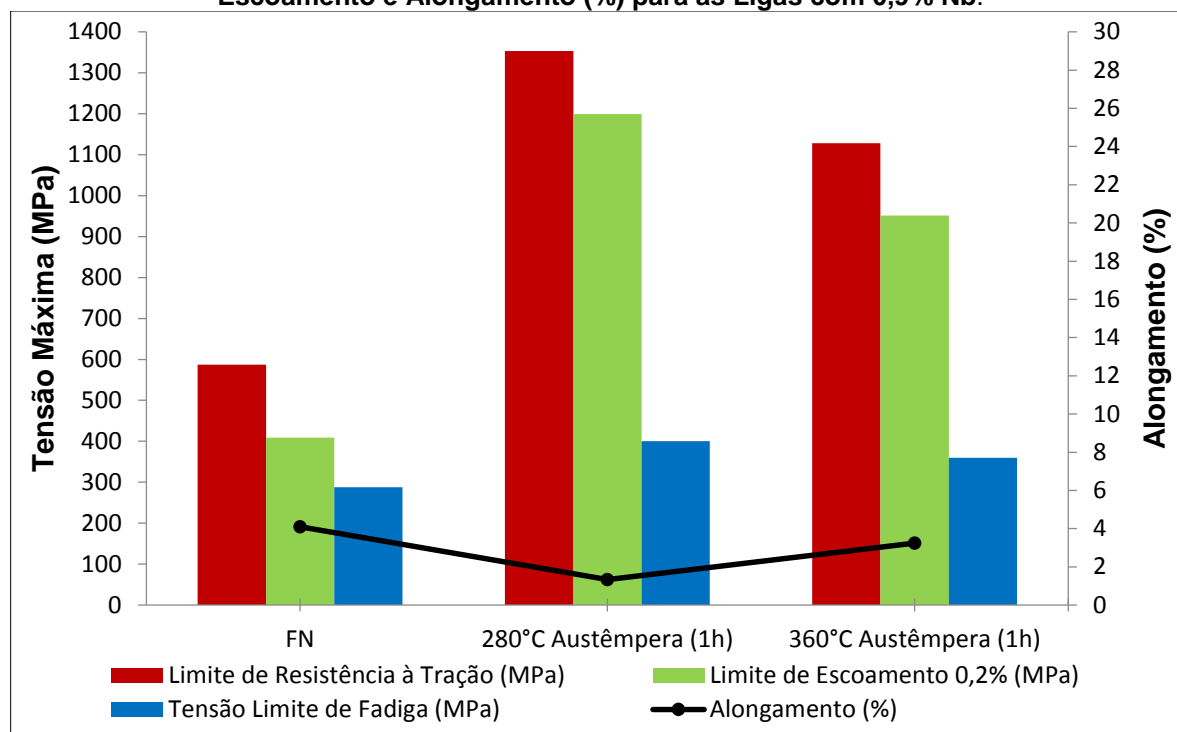
Lin e Pai (1999), observaram que as ligas austêmperadas a 280°C (1h) apresentam maiores resistências à fadiga do que as ligas austemperadas a 360°C (1h), pode ter sido atribuído à menor quantidade de austenita instável e, portanto, menor quantidade de martensita transformada. Também pelo fato das amostras com temperatura de austêmpera 280°C apresentarem a formação de martensita (Figura 62b e 62d) promovida pelo processo de austêmpera, pode ter aumentado o limite de fadiga, quando comparada as amostras em 360°C que somente produziram martensita pelo encruamento, ou seja, pelo processo da transformação da austenita retida instável (baixo carbono) em martensita que atuam benéficamente na fase de nucleação da trinca (DIAS, 2006).

Além disso, a possível segregação de Mn e Mo (Tabela 8) nos limites das células eutéticas podem retardar localmente a transformação da austenita durante o processo de austêmpera, resultando em menor enriquecimento de carbono da austenita não transformada (instável) nas áreas intercelulares. Sob certas condições, os ADIs podem, portanto, conter áreas onde a austenita retida tem uma concentração de carbono relativamente baixo. Esta austenita com baixo teor de carbono é a mais provável de se transformar em martensita sob deformação plástica do que austenita estável enriquecida em carbono (LIN, 1996; LUO, 2002).

4.10 EFEITO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS NO COMPORTAMENTO DE FADIGA DAS LIGAS

Na Figura 74 é apresentado a comparação dos limites de fadiga com limite de resistência a tração, limite de escoamento e o alongamento para a liga FN, ADI 280 e ADI 360.

Figura 74 - Comparação dos Limites de Fadiga com Limite de Resistência a Tração, Limite de Escoamento e Alongamento (%) para as Ligas com 0,9% Nb.



Fonte: O Autor (2019)

Na Figura 74 evidencia-se que os resultados do limite de resistência a tração, escoamento e tensão máxima (MPa) dos limites de fadiga, para as amostras ADI 280 foram maiores do que das amostras do FN e ADI 360 e, para o alongamento (%) as amostras FN apresentaram maiores valores seguido pelo ADI 360 e ADI 280.

Essa tendência na variação das propriedades mecânicas está influenciada diretamente pela microestrutura das amostras, indicando que a matriz ferrítica – perlítica (FN) apresenta menores valores do que a matriz ausferrítica (austenita rica em carbono e ferrita acicular) das amostras ADI 280 e ADI 360.

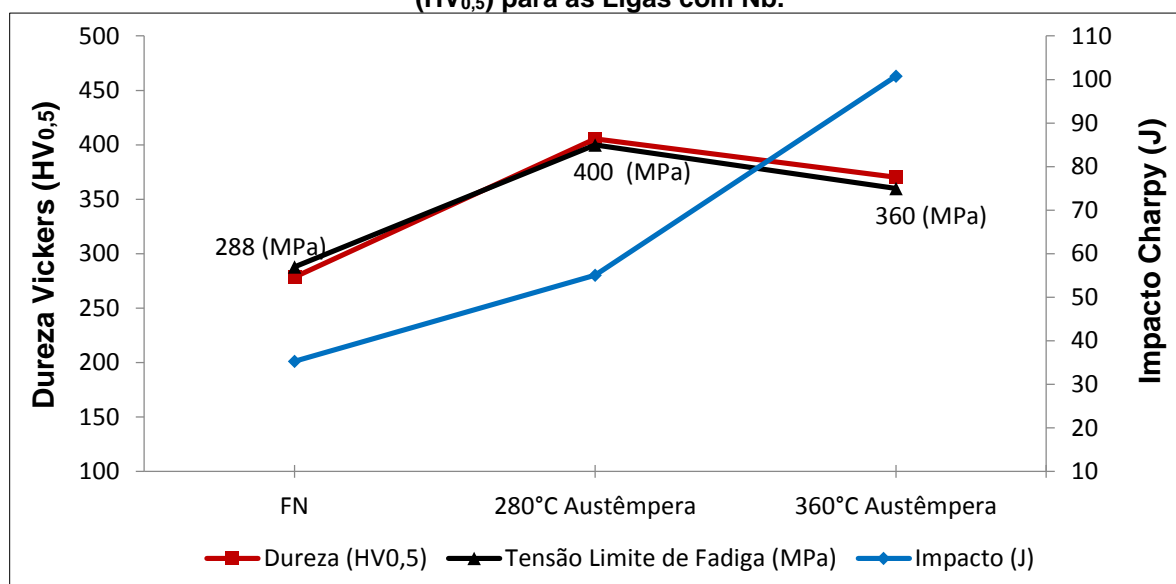
A Figura 75 mostra a relação entre o limite de fadiga (MPa), microdureza (HV_{0,5}) e resistência o impacto (J), onde pode se evidenciar que as amostras ADI 280 apresentam maior microdureza da matriz e resistência a fadiga do que as amostras FN e ADI 360, sendo que a resistência ao impacto foi maior nas amostras do ADI 360.

Em relação aos valores do ensaio de impacto percebe-se que as amostras austemperadas (ADI 280 e ADI 360) apresentam maiores valores do que as amostras na condição bruta de fundição (FN), devido a mudança de matriz. E nas amostras austemperadas a 360°C (ADI 360) apresentam maiores valores de impacto, possivelmente pela matriz ter maior quantidade de austenita e não ter martensita.

De uma forma geral (Figura 75) a resistência a fadiga acompanha as variações do limite de resistência a tração, escoamento e dureza das amostras estudadas.

Na Figura 75 pode se observa que com o aumento de 47% na dureza da matriz entre o FN e o ADI 280, de 31% entre o FN e ADI 360 e de 12% entre o ADI 360 e o ADI 280 a resistência a fadiga teve aumento de 39%, 25% e 11%, respectivamente, indicando que o aumento da dureza aumenta de forma similar a resistência a fadiga.

Figura 75 - Comparação dos Limites de Fadiga (MPa) com Impacto (J) e Microdureza (HV_{0,5}) para as Ligas com Nb.



Fonte: O Autor (2019)

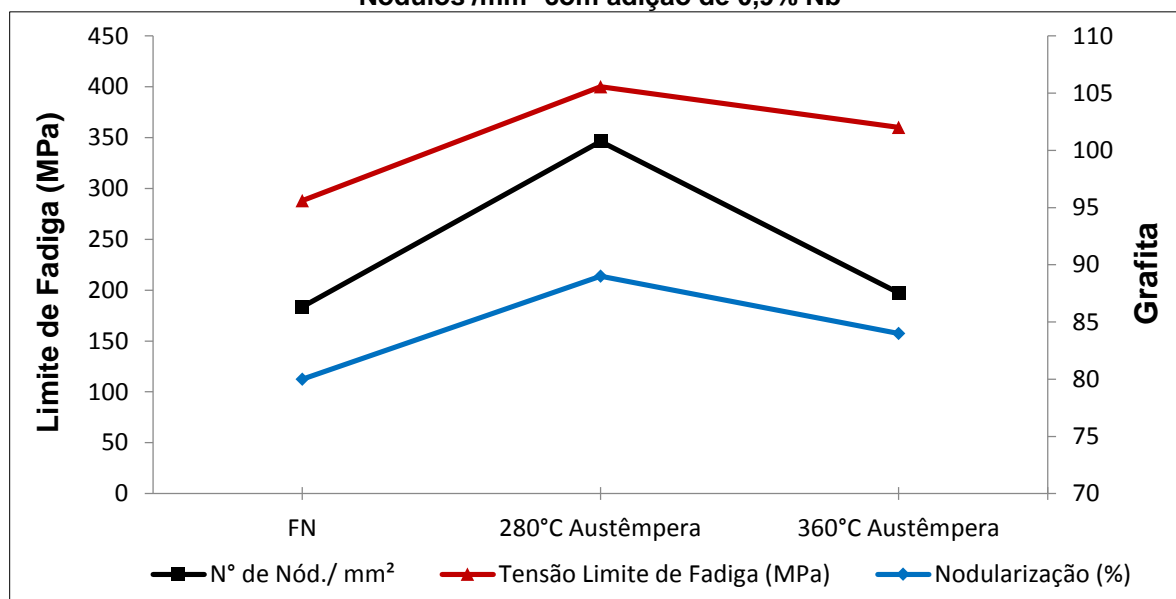
A Figura 75 mostra também a relação dos limites estimados de fadiga (MPa) em relação ao impacto (J). Neste caso, não há uma relação direta entre o aumento da resistência ao impacto com o aumento do limite de fadiga.

O aumento da resistência ao impacto das amostras FN em relação as austemperadas (ADI 280 e ADI 360), se deve a mudança da matriz de ferrita – perlita para ausferrita, visto que entre as amostras austemperadas ADI 280 e ADI 360, ocorreu aumento da resistência ao impacto, mas o limite em fadiga foi menor para as amostras ADI 360.

4.11 EFEITO DA MICROESTRUTURA NO COMPORTAMENTO À FADIGA DAS LIGAS

A Figura 76 mostra os resultados de comparação do grau de nodularização (%) e número de nódulos por mm^2 das amostras FN (BF), ADI 280 e ADI 360, todas com 0,9% Nb com o limite de fadiga (MPa), conforme apresentado na Tabela 9.

Figura 76 - Comparação dos Limites de Fadiga com Grau de Nodularização (%) e Número de Nódulos / mm^2 com adição de 0,9% Nb



Fonte: O Autor (2019)

A Figura 76 mostra que o limite de fadiga foi influenciado pelo grau de nodularização (%), pois para condição do ADI 280 houve um grau de nodularização em 89% (anexo 3) e conseqüentemente um aumento no limite de fadiga da liga, conforme afirma Lin (1996) descrito no item 4.2. Para as condições de FN com grau de nodularização de 80% e o ADI 360 com grau de nodularização de 84% parte da redução do limite de fadiga pode ter sido influenciada por essa redução no grau de nodularização.

Já para o número de nódulos/ mm^2 se percebe que para as amostras de FN sem austêmpera e as amostras austemperadas a 360°C (1h) estão basicamente sob as mesmas condições (Figura 76), sendo assim, com essa menor contagem no número de nódulos/ mm^2 , se promove a formação de nódulos de grafitas maiores (com tamanho 8) reduzindo os limites de fadiga conforme afirma Luo; Harding; Bowen, 2002.

Porém nas amostras austemperadas a 280°C houve um aumento na quantidade de nódulos/mm² que pode ter influenciado nos resultados de limite a fadiga. Conforme proposto por Luo; Harding; Bowen (2002) a contagem de nódulos afeta as propriedades de fadiga da mesma forma que afeta a resistência à tração. O efeito benéfico de maior contagem de nódulos/mm² nas propriedades de fadiga do ADI para a estrutura da matriz pode ser explicado pela diferença nas quantidades de austenita retida, pois a maior quantidade de austenita retida instável podem criar mais barreiras para o crescimento de trincas por fadiga e prolongar a vida útil (LIN, 1996).

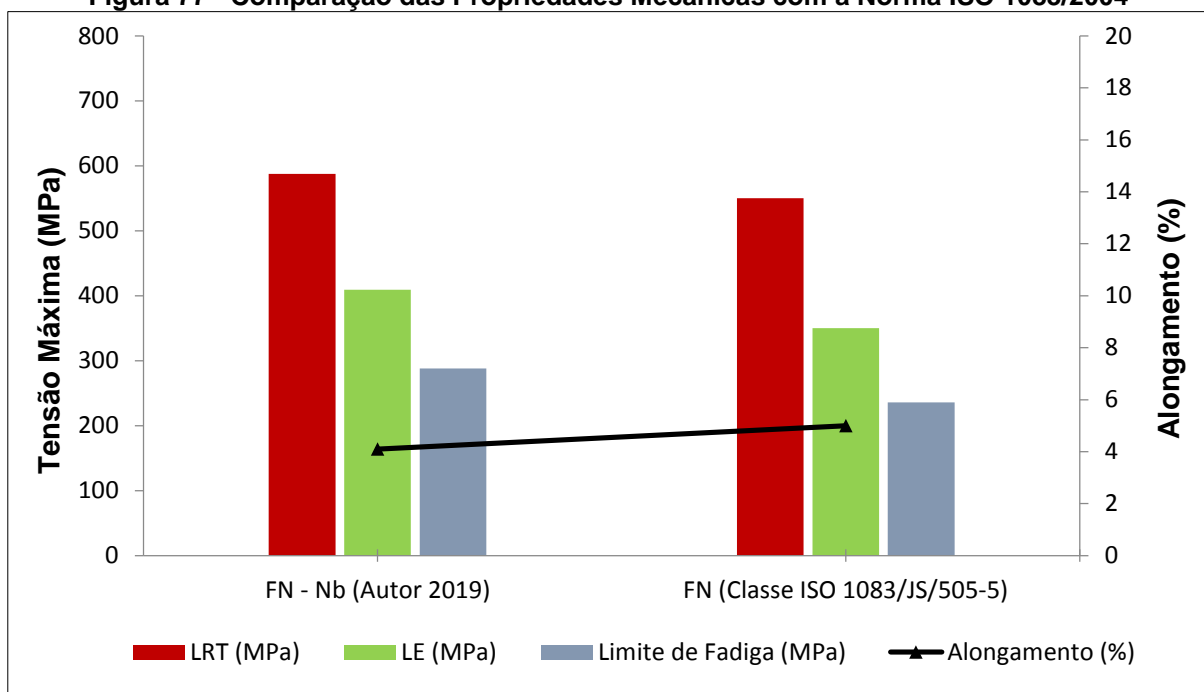
Nas amostras de FN com matriz metálica ferrítica-perlítica, tendo aproximadamente 44% ferrita e 47% perlita (Tabela 9) e também à adição de 0,9% Nb, apresentaram seu limite de fadiga em 288 MPa, onde comparados as ligas austemperadas seu valor foi inferior. Esse resultado era esperado conforme previsto em literatura e que será discutido no item 4.13.

Já conforme observado na Figura 62 (a-d) as microestruturas dos ADIs apresentadas mostram a matriz metálica composta de ausferrita. Devido a matriz ausferrítica do material austemperado a 360°C ser mais grosseira que a do material tratado a 280°C, se observou que para o ADI com 360°C ocorreu uma redução no limite de fadiga de 360 MPa quando comparado ao ADI com 280°C em que o limite de fadiga estimados é de 400 MPa. Esses resultados mostraram que o limite de fadiga no ADI aumentou com o refinamento da ausferrita, mostrando que os resultados não são semelhantes aos relatados na literatura publicada (DIAS, 2006; LIN, 1996).

4.12 EFEITO DOS NbC NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E NO COMPORTAMENTO À FADIGA DAS LIGAS.

Na Figura 77 se mostra a comparação dos experimentos realizados na liga de FN com adição de 0,9% Nb do limite de resistência à tração (LRT), limite de escoamento (LE), alongamento (%) e limite de fadiga para flexão rotativa com a Norma ISO 1083/2004 para FN.

Figura 77 - Comparação das Propriedades Mecânicas com a Norma ISO 1083/2004



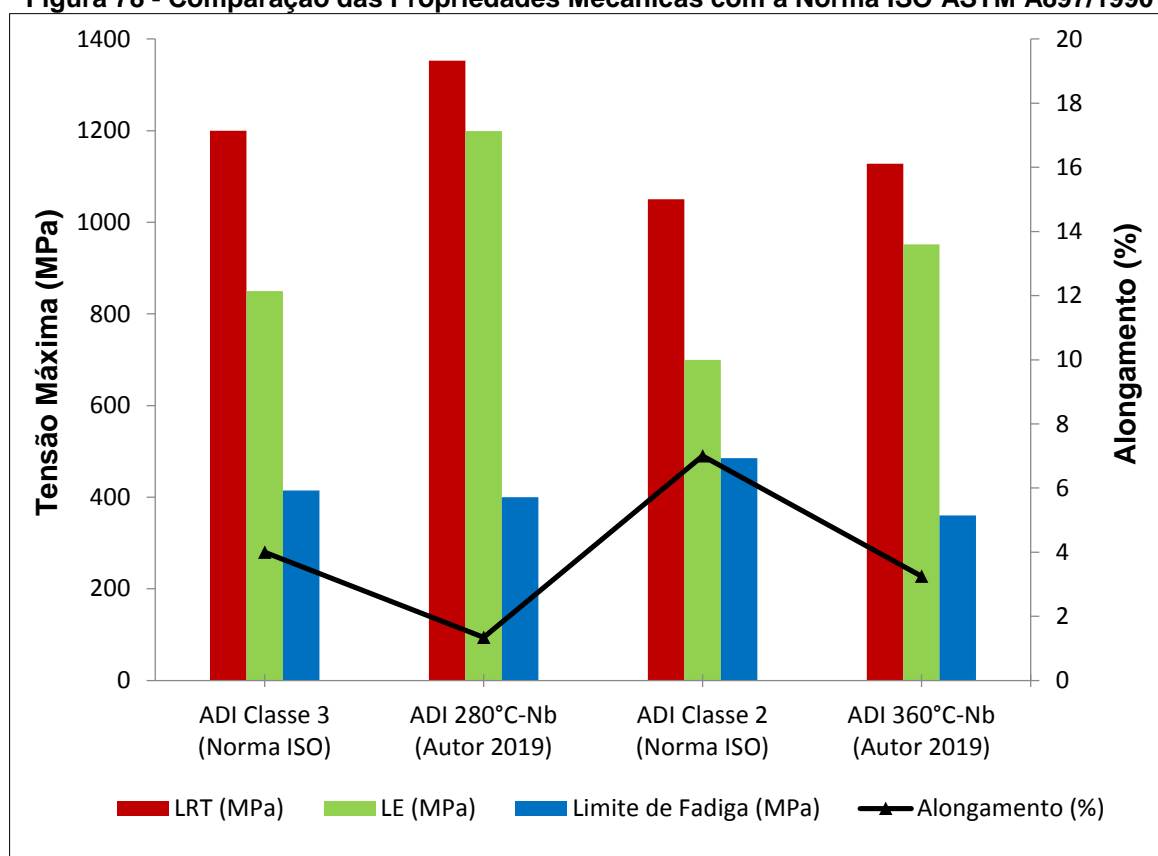
Fonte: O Autor (2019)

De acordo com a Figura 77, os parâmetros de LRT, LE e alongamento (%) do FN com adição de Nb pertence à classe ISO 1083/JS/505-5, onde somente o alongamento (4,1%) da liga de FN com 0,9% Nb em estudo é cerca de 1,0% menor quando comparado ao alongamento mínimo (5,0%) exigido pela norma, discutido nos itens 4.5 e 4.6. Vale ressaltar que os valores indicados pela Norma ISO 1083/2004 são os valores mínimos.

Em relação os valores de tensão máxima (MPa) dos limites de fadiga estimados, pode ser analisado que a liga de FN com adição de Nb apresenta um valor de 288 MPa, sendo que a Norma ISO 1083/2004 para a classe ISO 1083/JS/505-5 apresenta um valor de 236 MPa como limite de fadiga, ou seja houve um aumento no limite de fadiga em cerca de 22% para a liga em estudo com a presença de NbC. De acordo com Souza (2012) a adição de Nb em FN indica um aumento na resistência a fadiga, o que pode ser comprovado nestes estudos. Segundo Luo; Harding; Bowen, (2002) os FN com até 0,10% Ti, também não apresentaram qualquer efeito adverso no comportamento à fadiga.

Na Figura 78 se mostra a comparação dos experimentos realizados nas ligas de ADI com adição de 0,9% Nb nos limites de resistência à tração (LRT), limite de escoamento (LE), alongamento (%) e limites de fadiga para flexão rotativa (MPa) estimados com a Norma ASTM A897/1990 para ADIs.

Figura 78 - Comparação das Propriedades Mecânicas com a Norma ISO ASTM A897/1990



Fonte: O Autor (2019)

De acordo com a Figura 78, os parâmetros de LRT, LE e alongamento (%) que o ADI com 280°C de austêmpera com adição de 0,9% Nb pertence a classe ASTM A897/Classe 3, onde somente o alongamento (1,34%) da liga de ADI (280°C) é menor quando comparado ao alongamento mínimo (4,0%) exigido pela norma. A liga de ADI com 360°C de austêmpera com adição de 0,9%Nb pertence a classe ASTM A897/Classe 2, tendo também o alongamento (3,25%) da liga de ADI (360°C) menor quando comparado ao alongamento mínimo (7,0%) exigido pela norma, sendo esses valores discutidos nos itens 4.5 e 4.6. Vale ressaltar que os valores indicados pela Norma ASTM A897/1990 são os valores mínimos.

Em relação ao limite de fadiga pode ser analisado que a liga de ADI em 280°C com Nb apresenta um valor estimado de 400 MPa, onde a Norma ASTM A897/1990 para a classe ASTM A897/Classe 3, apresenta um valor de 415 MPa como limite de fadiga, ou seja, houve uma redução em aproximadamente 4% no limite de fadiga estimado para a liga em estudo com a presença de NbC ou a temperatura de austêmpera. Para a liga de ADI 360°C (Nb) mostrou resultado de limite de fadiga em 360 MPa, enquanto a Norma ASTM A897/1990 para a classe ASTM A897/Classe 2,

prevê resultado de 485 MPa, mostrando uma redução de aproximadamente 34% da liga em estudo. Esses resultados eram esperados devido a presença de NbC diminuir o limite de fadiga para as ligas de ADI e como será discutido posteriormente em comparação ao trabalho de Lin (1998).

A Tabela 16 mostra uma análise comparativa do trabalho proposto com adição de 0,9% Nb para ensaios de fadiga rotativa em $R = -1$, frequência de 25 Hz, 1500 rpm e o número de ciclos contados até sua ruptura ou até ultrapassar o número de ciclos em 2×10^6 (limite de fadiga) com o trabalho de Lin (1998) sem adição de Nb para ensaios de fadiga rotativa em $R = -1$, frequência 40 Hz, 2400 rpm e o número de ciclos contados até sua ruptura ou até ultrapassar o número de ciclos em 10^7 (limite de fadiga). As condições de temperatura de austêmpera são semelhantes para as ligas em ADI propostas nos experimentos e os tempos de austêmpera não são os mesmos.

Tabela 16 - Comparação com os Experimento Realizados por Lin (1998)

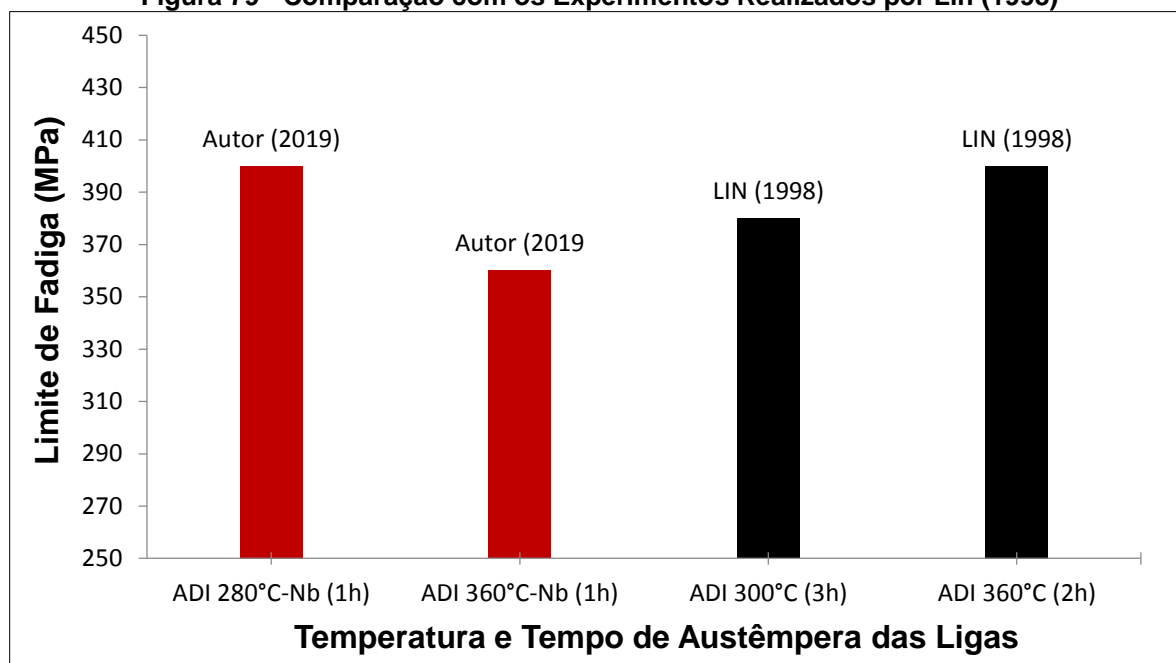
	Ligas (ADI)	LR (MPa)	LE (MPa)	Alongamento (%)	Impacto (J)	Limite de Fadiga (MPa)
Autor (2019)	280°C – 0,9%Nb (1h)	1353	1199	1,34	55	400
	360°C – 0,9%Nb (1h)	1128	951,7	3,25	101	360
LIN (1998)	300°C (3h)	1340	1191	0,97	130	380
	360°C (2h)	1094	914	3,86	146	400

Fonte: O Autor (2019)

Nas ligas austemperadas a 360°C, devido a condições semelhantes dos trabalhos, nota-se uma pequena variação, aumentando o limite de resistência a tração (MPa), Limite de escoamento (LE) e conseqüentemente uma redução de alongamento (%) e resistência ao impacto (J). Então, se observa essa pequena influência no aumento a resistência da liga, mas conseqüentemente diminuição de sua tenacidade (SCKUDLAREK, 2016).

Quando comparado os limites de fadiga dos experimentos apresentados na Tabela 19, observa-se para condição de 360°C que o valor de limite de fadiga diminuiu em 11% conforme mostra a Figura 79.

Figura 79 - Comparação com os Experimentos Realizados por Lin (1998)



Fonte: O Autor (2019)

Porém, apesar da temperatura de austêmpera ser de 360°C para ambos estudos, houve variação na temperatura de austêmpera e também a adição de 0,9% Nb. Então esses dois fatores podem ter influenciado essa redução nos valores de tensão máxima no limite de fadiga da liga em estudo.

Para o caso do ADI a 280°C e com adição de 0,9% Nb os resultados ficaram em torno de 5% acima dos apresentados por Lin (1998) para 300°C (3h), porém, também devido as diferentes temperaturas e tempos de austêmpera, não pode-se concluir que houve efetivamente um aumento dos valores de tensão máxima no limite de fadiga da liga em estudo, já que a temperatura de austêmpera tem influência direta nos resultados do limite de fadiga. Conforme Souza (2012) afirma sobre a redução da resistência a fadiga devido a presença de NbC em ADIs, não pode ser comprovado, devido aos estudos de Lin (1998) não estarem nas mesmas condições de temperatura e tempo de austêmpera do estudo proposto.

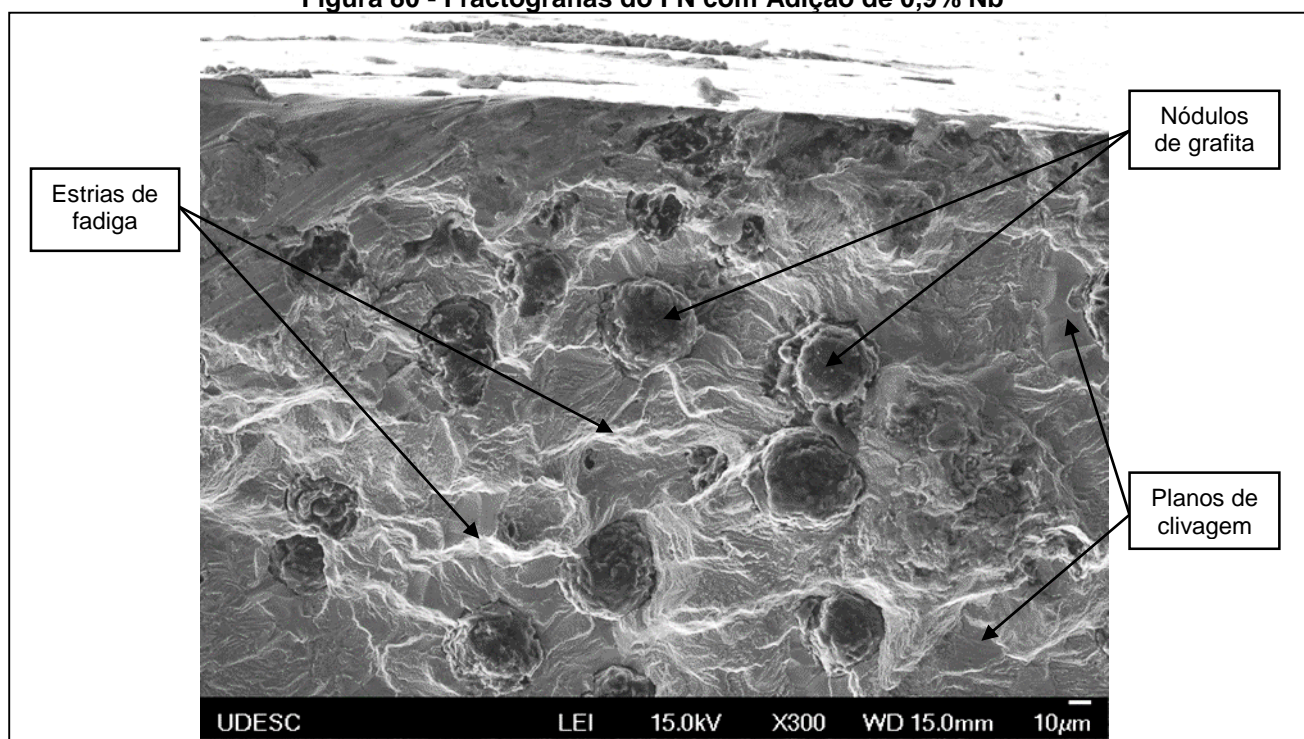
4.13 FRATURA DE FADIGA POR FLEXÃO ROTATIVA PARA AS LIGAS COM ADIÇÃO DE 0,9% Nb

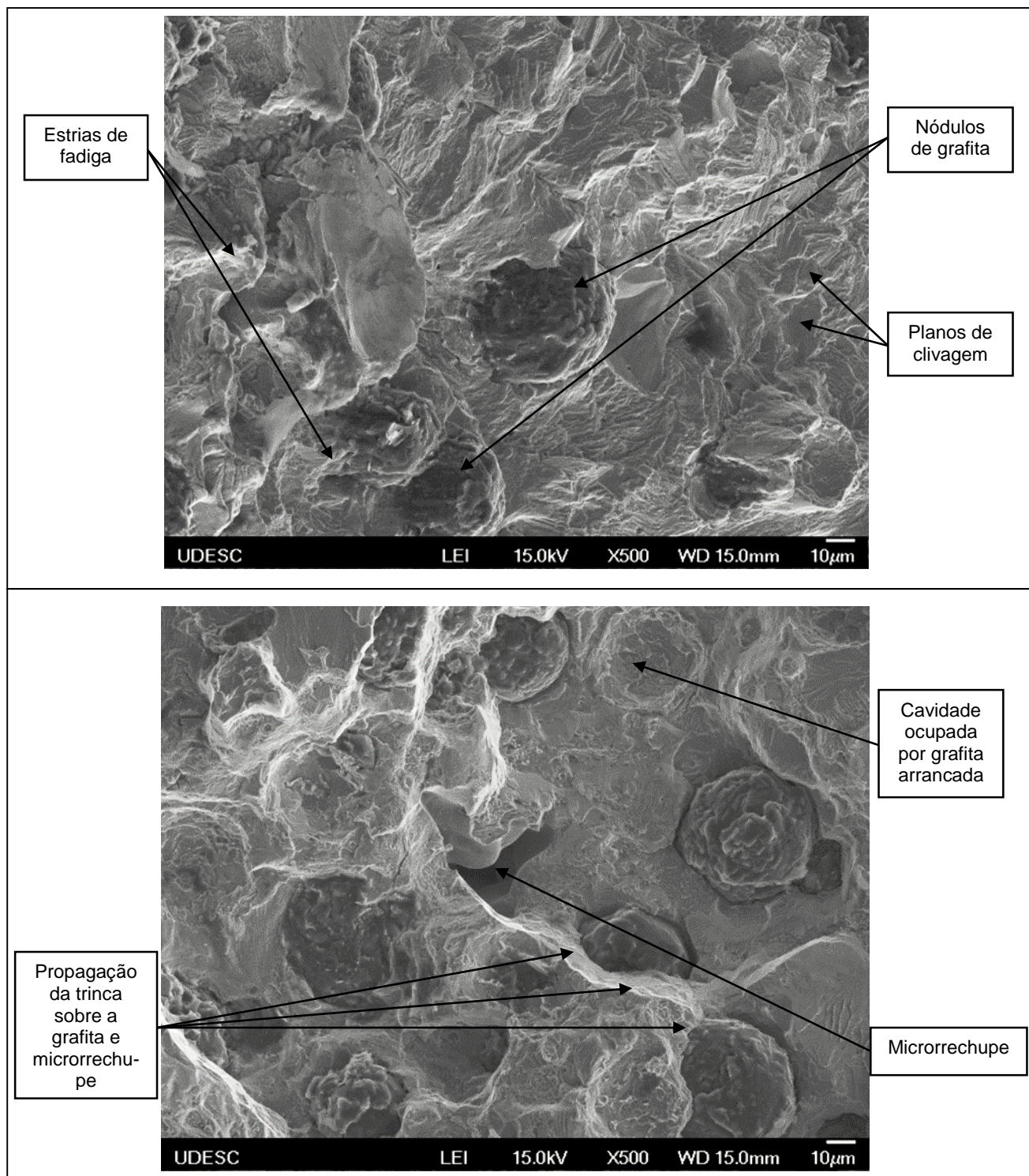
Após a ruptura das amostras de fadiga por flexão rotativa, as superfícies e os centros das fraturas foram examinadas com MEV. Para as ligas de FN e austêmperadas a 280°C e 360°C com adição de 0,9% Nb, os exames das superfícies

de fratura mostraram que a nucleação das trincas ocorreu principalmente em grafitas degeneradas, inclusões e microrrechupes.

A Figura 80 da amostra de FN e 0,9% Nb submetida a ensaio de fadiga por flexão rotativa mostra que o modo de fratura pode ser classificado como quase-clivagem, isto é, uma mistura de planos de clivagem com estrias de fadiga. Indicam também a presença de nódulos de grafita e microrrechupes.

Figura 80 - Fractografias do FN com Adição de 0,9% Nb



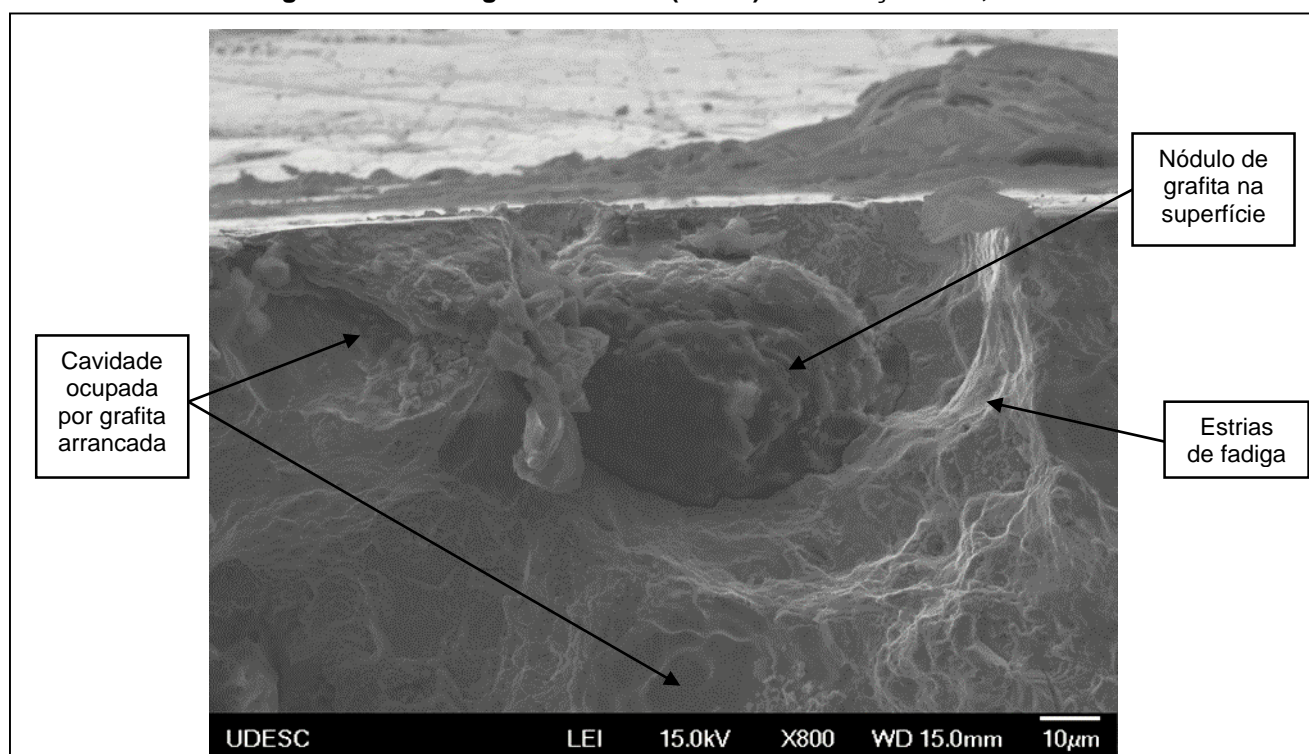


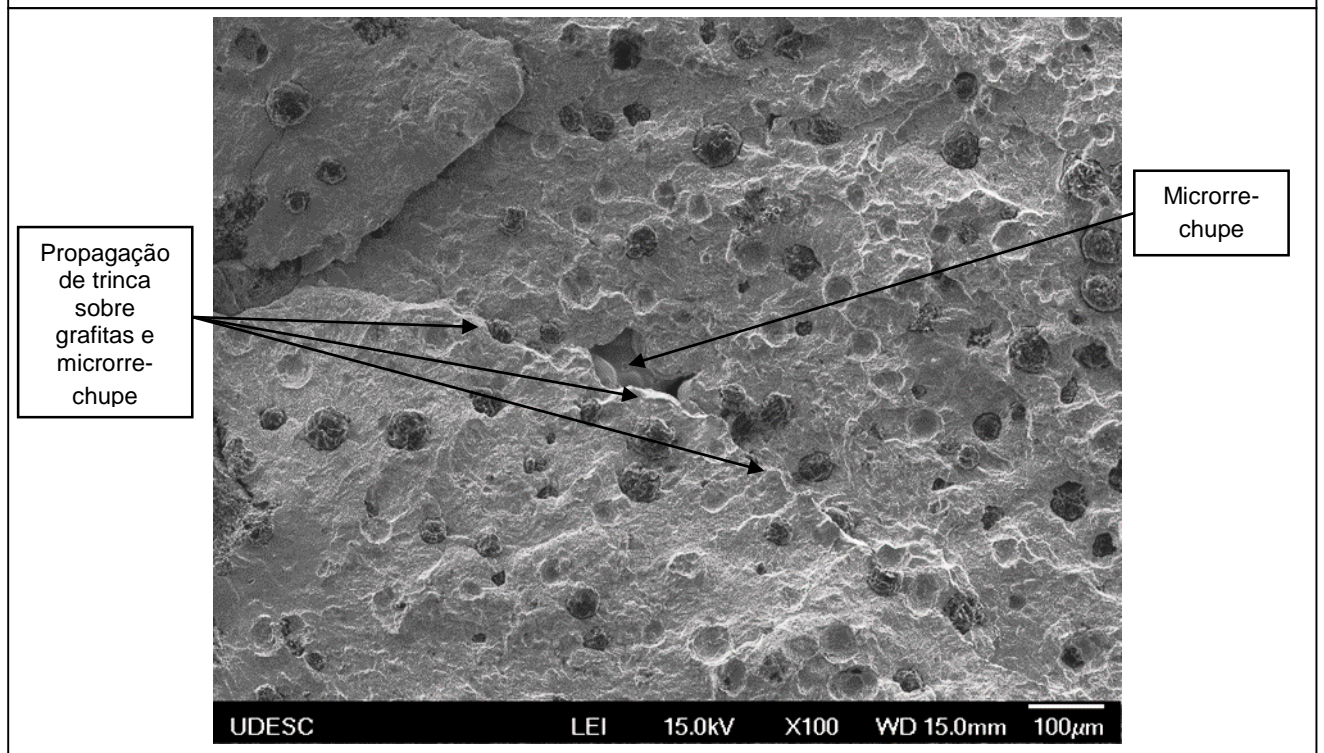
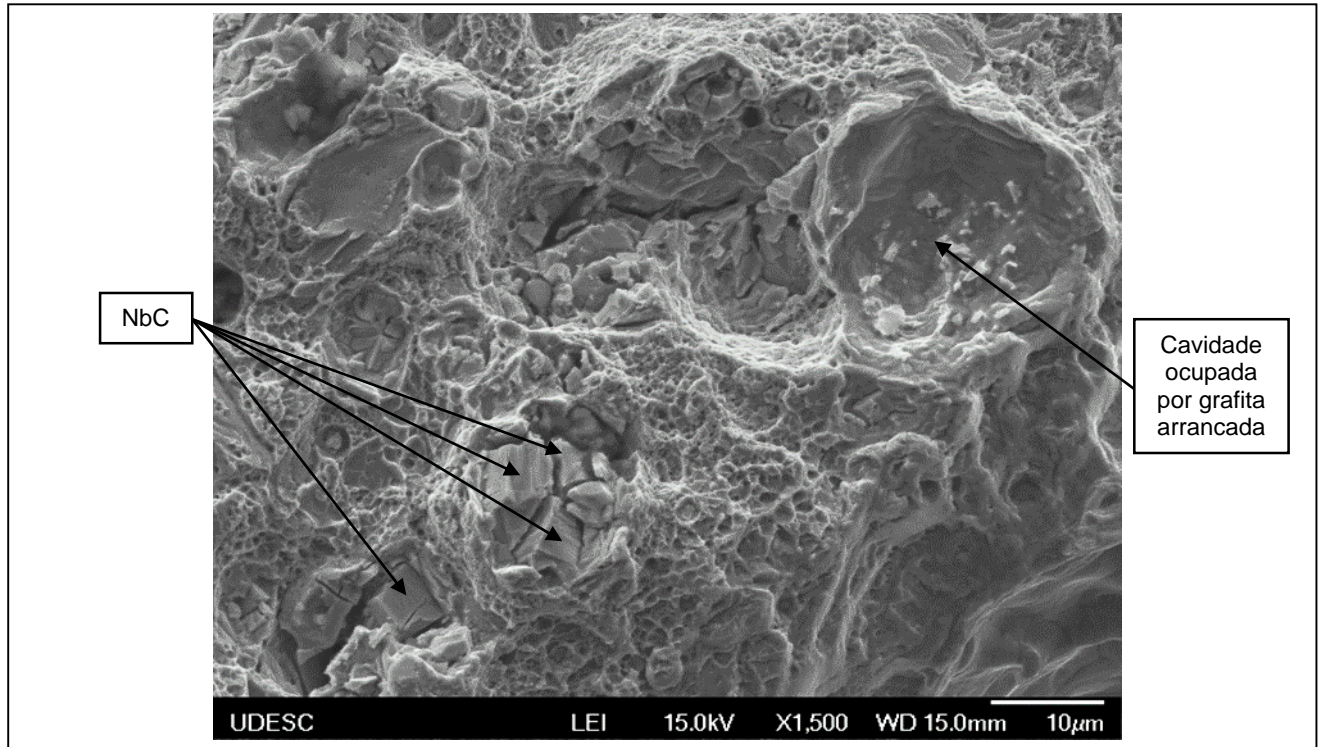
Fonte: UDESC (2019)

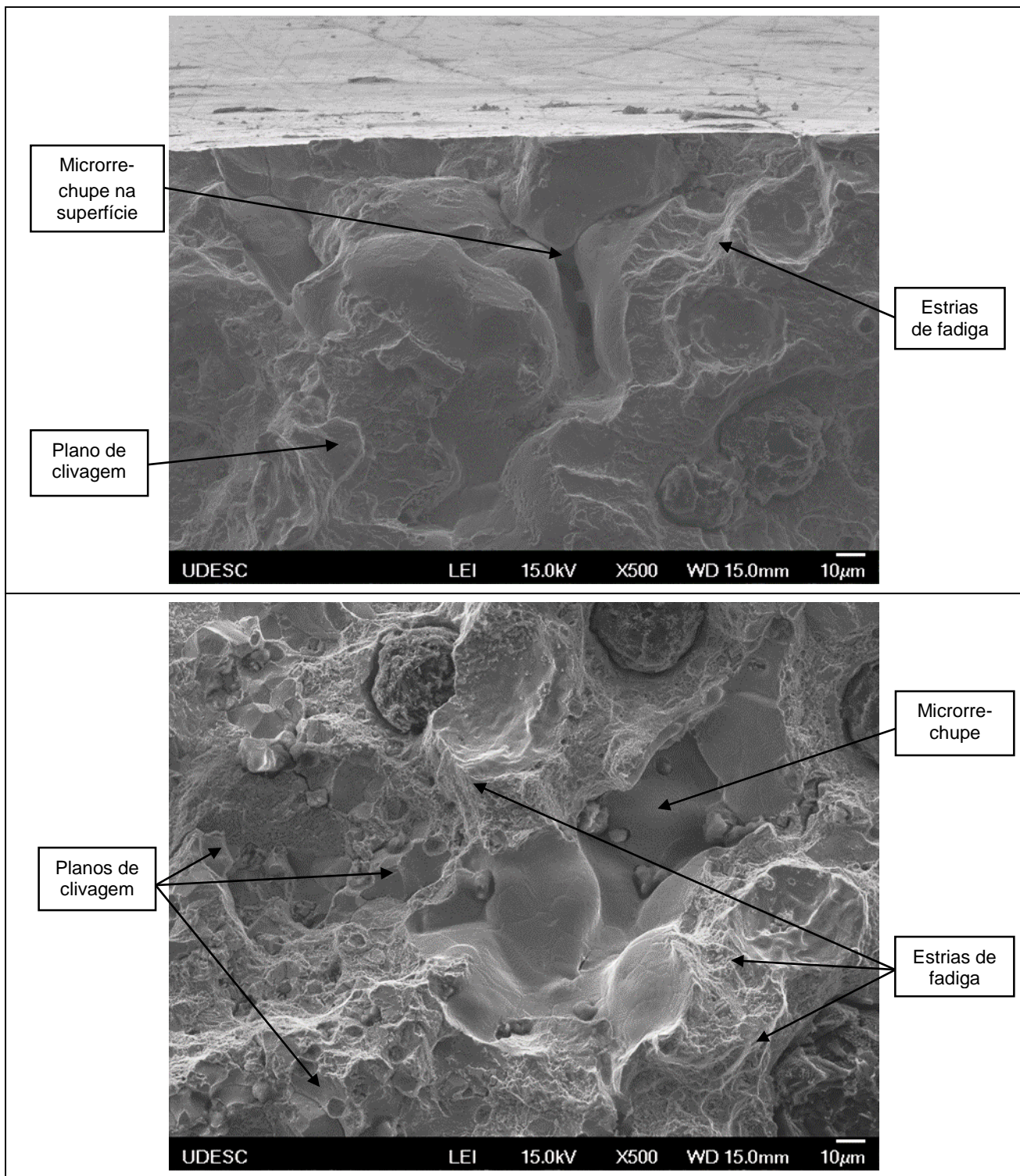
Conforme proposto por Lin (1996) e Greno; Otegui; Boeri, (1999) se verifica o mecanismo de fratura por fadiga de alto ciclo (FAC) em ADI onde engloba primeiramente a decoesão dos nódulos de grafita, aparecimento de microtrincas a partir dos nódulos, crescimento das microtrincas em direção à trinca principal e propagação de trinca com o interligamento dos nódulos. Também nas superfícies de

fratura se apresentou estrias de fadiga e planos de clivagem, indicando o mecanismo “quase-clivagem”, nas amostras submetidas à flexão rotativa. A Figura 81 das amostras austemperadas a 280°C e com adição de 0,9% Nb submetida a ensaio de fadiga por flexão rotativa mostra que o modo de fratura pode ser classificado também como quase-clivagem. Indicando também a presença de nódulos de grafita e microrrechupes, além de NbC presentes na matriz.

Figura 81 - Fractografias do ADI (280°C) com Adição de 0,9% Nb



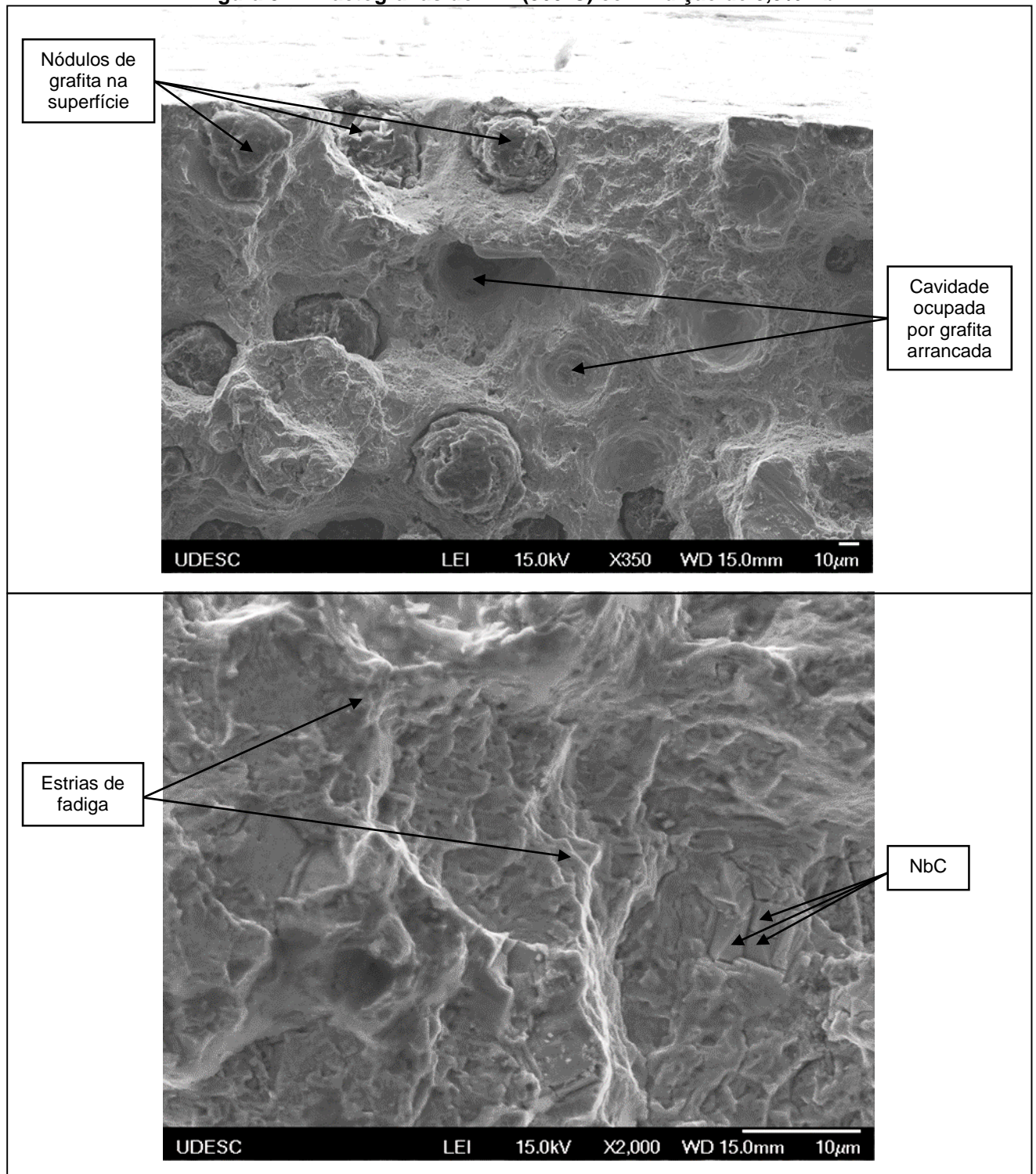


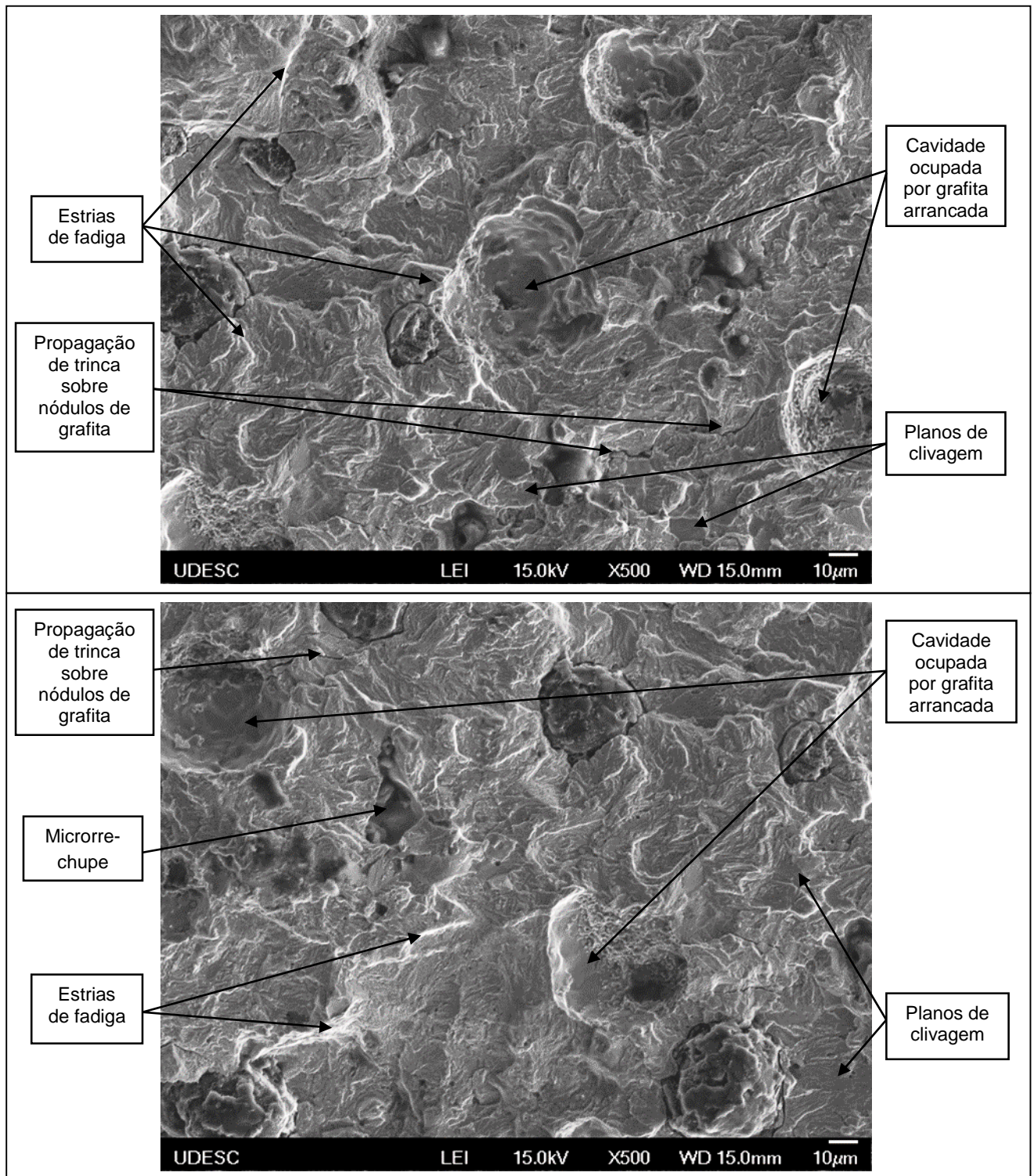


Fonte: UDESC (2019)

A Figura 82 da amostra submetida à flexão rotativa com 360°C de austêmpera e adição de 0,9% Nb mostra que o modo de fratura pode ser classificado também como quase-clivagem. Indicando também a presença de nódulos de grafita e microrrechupes, além de NbC presentes na matriz.

Figura 82 - Fractografias do ADI (360°C) com Adição de 0,9% Nb





Fonte: UDESC (2019)

5 CONCLUSÕES

Neste trabalho se estudou o efeito de tratamentos térmicos de austêmpera de 280 e 360°C com tempo de austêmpera de 1h e adição de 0,9% Nb, para ligas de ferro fundido nodular ASTM A536 80.55.06, sobre a microestrutura, propriedades mecânicas e comportamento à fadiga com geração das curvas de Wöhler. As seguintes conclusões podem ser descritas:

A. Microestrutura do FN com 0,9% Nb

A.1 A microestrutura como amostras fundidas é composta de nódulos de grafita e matriz ferrítica-perlítica. Para as ligas de FN com adição de Nb houve uma quantidade significativa na fração volumétrica da perlita.

A.2 As grafitas primárias e eutéticas foram esféricas com distribuição heterogênea, alguns nódulos de grafita degeneradas e alguns alinhamentos, favorecendo a micro segregação. Além disso, nódulos de grafita primária foram evidentes na liga.

A.3 Os carbonetos de NbC em blocos na liga de FN foram distribuídos aleatoriamente na matriz ferrítica-perlítica, assim como na grafita.

B. Microestrutura dos ADIs com 0,9% Nb

B.1 Considerando o efeito da temperatura de austêmpera de 280°C, a morfologia da ausferrita é mais fina que a temperatura de austêmpera de 360°C, devido a menor velocidade de difusão.

B.2 Carbonetos segregados nos limites das células eutéticas, microporosidades e grafitas degeneradas são evidentes semelhantes aos das ligas fundidas de FN.

C. Comportamento Mecânico

C.1 Os ADIs com 0,9% Nb, apresentam maior limite de resistência a tração, escoamento e menor alongamento em relação as ligas brutas de fundição FN-0,9% Nb.

C2. O ADI austêmperado a 280°C-0,9% Nb, apresentou um aumento no limite de resistência a tração de quase 20% em comparação a mesma liga com temperatura de austêmpera de 360°C.

C3. O ADI austêmperado a 360°C-0,9% Nb, apresentou um aumento no limite de resistência a tração de quase 90% em comparação ao FN-0,9% Nb.

C.3 De acordo com o índice de qualidade (IQ), as ligas de FN-0,9% Nb encontram-se há cerca de 95% da norma ASTM A536.

C.4 De acordo com o índice de qualidade (IQ), as ligas de ADI (280°C) com 0,9% Nb encontram-se há cerca de 98% da norma ASTM A897.

C.5 Os ADIs com 0,9% Nb, apresentam maior dureza em relação as ligas brutas de fundição FN-0,9% Nb.

C.6 O ADI austêmperado a 280°C-0,9% Nb, apresentou um aumento na dureza da matriz ausferrítica de 47% em comparação ao FN-0,9% Nb.

C.7 O ADI austêmperado a 280°C-0,9% Nb, apresentou um aumento na dureza da matriz ausferrítica em torno de 12% em comparação a mesma liga com temperatura de austêmpera de 360°C.

C.8 O ADI austêmperado a 280°C-0,9% Nb, apresentou um aumento na resistência ao impacto de 56% em comparação ao FN-0,9% Nb.

C.9 O ADI austêmperado a 360°C-0,9% Nb, apresentou um aumento na resistência ao impacto em cerca de 83% em comparação a mesma liga austêmperada a 280°C.

D. Comportamento à Fadiga

D.1 A condição de FN com adição de 0,9% Nb apresentou o menor limite de fadiga, devido a matriz ferrítica-perlítica promovida e a influência dos NbC.

D.2 Para as amostras austemperadas a 280 e 360°C com tempo de austêmpera de 1h e com 0,9% Nb se observa valores maiores de limites de fadiga, que são em função da matriz ausferrítica produzida.

D.3 As amostras com 280°C (0,9% Nb) de austêmpera apresentaram um aumento em torno de 39% nos valores de tensão máxima no limite de fadiga estimado em relação a liga de FN para FAC.

D.4 As amostras com 280°C (0,9% Nb) de austêmpera apresentaram um aumento em torno de 11% nos valores de tensão máxima no limite de fadiga estimado em relação a mesma liga austêmperada a 360°C (0,9% Nb) para FAC.

D.5 Os maiores valores no limite de resistência a tração (MPa) para as ligas de ADI (0,9% Nb), proporcionaram também os maiores valores de tensão máxima no limite de fadiga estimado para FAC.

D.6 Os menores valores no limite de resistência a tração (MPa) para as ligas de FN (0,9% Nb), proporcionaram também os menores valores de tensão máxima no limite de fadiga estimado para FAC.

D.7 Os maiores valores no limite de resistência a tração (MPa) para as ligas de ADI a 280°C (0,9% Nb) em comparação a 360°C (0,9% Nb), proporcionaram também os maiores valores de tensão máxima no limite de fadiga estimado para FAC.

D.8 Os maiores valores de dureza da matriz ausferrítica para as ligas de ADI, proporcionaram também os maiores valores de tensão máxima no limite de fadiga estimado para FAC.

D.9 Os menores valores de dureza da matriz ferrítica-perlítica para as ligas de FN, proporcionaram também os menores valores de tensão máxima no limite de fadiga estimado para FAC.

D.10 Os maiores valores de dureza da matriz ausferrítica para as ligas de ADI a 280°C (0,9% Nb) em comparação a 360°C (0,9% Nb), proporcionaram também os maiores valores de tensão máxima no limite de fadiga estimado para FAC.

D.11 Os maiores valores de resistência ao impacto para as ligas de ADI, proporcionaram também os maiores valores de tensão máxima no limite de fadiga estimado para FAC.

D.12 Os menores valores de resistência ao impacto para as ligas de ADI, proporcionaram também os menores valores de tensão máxima no limite de fadiga estimado para FAC.

D.13 Os maiores valores de resistência ao impacto para as ligas de ADI a 360°C (0,9% Nb) em comparação a 280°C (0,9% Nb), proporcionaram também os maiores valores de tensão máxima no limite de fadiga estimado para FAC.

D.14 O limite de fadiga para condição do ADI 280°C houve um grau de nodularização de 89% e conseqüentemente um aumento no limite de fadiga da liga. Para as condições de FN com grau de nodularização de 80% e o ADI 360°C com grau de nodularização de 84%, mostrando que a redução do limite de fadiga pode ter sido influenciado pelo grau de nodularização (%).

E. Fractografia da Fadiga

E.1 As superfícies de fratura para todas as ligas apresentaram estrias de fadiga e planos de clivagem, indicando o mecanismo “quase-clivagem”.

E.2 A presença de nódulos de grafita e microrrechupes na superfície foi identificado nas amostras, além da presença de NbC em blocos poligonais que afetam a nucleação e propagação das trincas, resultando na ruptura das amostras.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A. Estudar o comportamento à fadiga em diferentes quantidades de Nb em FN e ADI com adição de Nb.

B. Estudar o comportamento à fadiga em diferentes temperaturas e tempos de austêmpera em FN e ADI com adição de Nb.

C. Estudar fadiga por flexão rotativa na faixa de 10^7 à 10^8 ciclos para confirmação do melhor desempenho das ligas nas condições propostas para fadiga de alto ciclo.

D. Estudar o comportamento à fadiga em ensaios de tração uniaxial para baixo ciclo em ADI com adição de Nb.

E. Realizar estudos sobre o comportamento à fadiga para ensaios de tração uniaxial e com variação de R em ADI com adição de Nb.

F. Realizar estudo de propagação de trincas por fadiga em ADI com adição de Nb para levantar curvas de taxa de propagação de trinca por fadiga em função da variação do fator de intensidade de tensão $(da/dN) \times (\Delta K)$.

7 REFERÊNCIAS

AL-RUBAIE, K.S. **A general Model for Stress-Life Fatigue Prediction**, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, vol. 39, no. 6, pp. 400 – 406, 2008.

ABDULLAH, B. et al. **Tensile Strength Properties of Niobium Alloyed Austempered Ductile Iron on Different Austempering Time**. Advanced Materials Research, v. 457–458, p. 1155–1158, 2012.

ALIAS, S. K. et al. **Development of High Strength Ductile Iron with Niobium Addition**. Advanced Materials Research, v. 576, p. 366–369, 2012.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS E 1150-1987. **Standard Definitions of Fatigue**, 1995. Annual Book of Standards, ASTM, 1995, p 753-762.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Specification for Austempered Ductile Iron Castings**. ASTM A 897M West Conshohocken, United States: ASTM, 2006.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]**. ASTM E8M -04. West Conshohocken, United States: ASTM, 2006.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Test Methods for Knoop and Vickers Hardness of Materials**. ASTM E384. West Conshohocken, United States: ASTM, 2009.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Test Methods for Impact Testing of Cast Irons**. ASTM A 327M. West Conshohocken, United States: ASTM, 2004.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus**. ASTM G99 – 05. West Conshohocken, United States: ASTM, 2010

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings**. ASTM A247. West Conshohocken, United States: ASTM, 2010.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standart Practice for Conducing Force Controlled Constante amplitude axial fatigue test materials**. ASTM E 466/96. ASTM 1996.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **ASM Cast Iron**. Specialty Handbook EUA, 1996.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Fatigue and fracture**. In: Metals Handbook, vol. 19, 1996.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **Materiais metálicos- Ensaio de tração à temperatura ambiente**. NBR 6892. Rio de Janeiro: ABNT, 2002.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **Materiais metálicos-Ensaio de dureza Rockwell**. NBR NM ISO 6508-1:2008. Rio de Janeiro: ABNT, 2008.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **Materiais metálicos- Ensaio de dureza Brinell**. NBR NM-ISO 6506-3:2010. Rio de Janeiro: ABNT, 1990.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS.. **Ferro fundido nodular ou ferro fundido com grafita esferoidal**. NBR 6916. Rio de Janeiro: ABNT, 1981.

BALZER M.E. **Determinação da “ Janela de processo” de austêmpera de um ADI sem adição de elementos de liga através de ensaios mecânicos e metalográficos.2003.72 f.** Dissertação de Mestrado-Curso de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2003.

BEDOLLA, A.J. **Largest Science , Technology & Medicine Open Access book publisher c. RFID Technology, Security Vulnerabilities, and Countermeasures**, 2016.

BHATTACHARYA, D. **Niobium Containing Advanced High Strength Steels for Automotive Applications – Processing , Microstructure , and Properties**. v. 774, p. 325–335, 2014.

BRANDENBERG, K. R. **Off-Highway Applications of Austempered Materials**. n. April, p. 9, 2002.

CALLISTER, JR; WILLIAN, D. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. Sétima Edição, Editora LTC, 2008.

CARMO, D.J.; DIAS, J.F.; MENEZES, C.G.; TAVARES, F.L. **Previsão da resistência à fadiga de eixos virabrequins em ADI**. In: SEMINÁRIO D FUNDIÇÃO, 5, 2004, Salvador. Anais...São Paulo: ABM, 2004.

CARMO D. J. **Desenvolvimento do processo tecnológico de fabricação de peças em ferro fundido nodular austemperado (ADI)**. 2003. 175 f. Dissertação de Mestrado-Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas. Universidade federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2003.

COLPAERT, Hubertus. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. Quarta Edição, Editora São Paulo: Blucher, 2008.

DIAS, J.; FELIPE. **Estudo do comportamento à fadiga em ferro fundido nodular austemperado (ADI) sujeito a carregamento de amplitude variável**. p. 232, 2006. Dissertação de Doutorado-Curso de Pós-Graduação em Engenharia de Estruturas. Universidade federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2006.

DIAS, F.J. et al. **The effect of reducing the austempering time on the fatigue properties of austempered ductile iron.** Materials Science and Engineering A, v. 556, p. 408–413, 2012.

DOWLING, N. E. **Estimation and correlation of fatigue lives for random loading.** International Journal of Fatigue, v. 10, n. 3, p. 179–185, 1988.

DOWLING, N. E.; CALHOUN, C. A.; ARCARI, A. **Mean stress effects in stress-life fatigue and the Walker equation.** Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, v. 32, n. 3, p. 163–179, 2009.

DORAZIL, E. R. **Mechanical properties of austempered ductile iron.** Foundry M&T, 1986.

FAN, Z.K; SMALLMAN, R.E. (Received February 18, 1994) (Revised March 22, 1994). v. 31, n. 2, p. 137–142, 1994.

FULLER, A. G. **Austempered Ductile Irons- Present Applications.** v. 6, n. 3, p. 127–130, 1985.

GRENO, G. L.; OTEGUI, J. L.; BOERI, R. E. **Mechanisms of fatigue crack growth in Austempered Ductile Iron.** International Journal of Fatigue, v. 21, n. 1, p. 35–43, 1999.

GUESSER, W.L. **Propriedades mecânicas dos ferros fundidos.** 1 ed .São Paulo: Edgar Blucher; 2009. ISBN:978-85-212-0501-2, 2009.

HAYRYNEN K. L. **ADI - Another Avenue for Ductile Iron Foundries.** Modern Casting, 1995.

HAYRYNEN, K. L. **The Production of Austempered Ductile Iron (ADI).** World Conference on ADI, 2002.

HAYRYNEN, K. L.; KEOUGH, J. R. **Austempered Ductile Iron-The State of the Industry in 2003.** America, n. Figure 2, 2003.

HASKEL, T..**Fadiga na Liga de Alumínio A356: Efeito da Adição do Estrôncio e do Tratamento Térmico T6,** 2016. Dissertação de Doutorado - Curso de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade do Estado de Santa Catarina. UDESC, 2016.

ISO - INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION – ISO 1083/2004. **Spheroidal Graphite Cast Iron – Classification.** 2004.

KAHN, A.; CHEN, B. K. **Evaluation of Grade 1 Austempered Ductile Iron For Application to Rail Cast Components.** Proceedings of the Fifth Asia Pacific Industrial, 2004.

KEOUGH, J. R.; HAYRYNEN, K. L. **Automotive Applications of Austempered Ductile Iron (ADI): A Critical Review**. SAE Technical Paper, 2000.

KEOUGH, J. R.; HAYRYNEN, K. L.; PIOSZAK, G. L. **Designing with Austempered Ductile Iron (ADI)**. Transactions of American Foundry Society, v. 118, n. 10–129, p. 503–517, 2010.

KEOUGH, J. R.; HAYRYNEN, K. L.; POPOVSKI, V. M. **Continuing Developments in the Science and Application of Austempered Ductile Iron (ADI)** Copyright 2012 World Foundry Congress. 2012.

KING, M. **Carbide Ductile Iron**. Annual Meeting, May 2010; Ductile Iron Society, ductile iron news, Issue 1, 2010.

KODA, F. **Estudo da fadiga de contato em engrenagens cilíndricas de dentes retos**. p. 187, 2009.

KOVACS, B. V. **Austempered ductile iron: Fact and fiction**. *Modern Casting*, 1990.

KRMASHA, M.N.A. **Development and Characterization of Austempered Ductile Irons Containing Niobium**, 2017. Dissertação de Mestrado – Curso de Pós Graduação em Engenharia Mecânica. Centro Universitário Sociesc – Unisociesc, Joinville, 2017.

LABRECQUE, C.; GAGNÉ, M. **Ductile Iron: Fifty Years of Continuous Development**. Canadian Metallurgical Quarterly, v. 37, n. 5, p. 343–378, 1998.

LIN, C.-K.; HUNG, T.-P. **Influence of microstructure on the fatigue properties of austempered ductile irons—II**. Low-cycle fatigue. International Journal of Fatigue, v. 18, n. 5, p. 309–320, 1996.

LIN, C.-K.; LEE, W.-J. **Effects of highly stressed volume on fatigue strength of austempered ductile irons**. International Journal of Fatigue, v. 20, n. 4, p. 301–307, 1998.

LIN, C.; LAI, P.; SHIH, T. **Influence of microstructure on the fatigue properties of austempered ductile irons—I**. High-cycle fatigue. International journal of fatigue, v. 18, n. 5, p. 297–307, 1996.

LIN, C.-K.; PAI, Y.-L. **Low-cycle fatigue of austempered ductile irons at various strain ratios**. International Journal of Fatigue, v. 21, n. 1, p. 45–54, 1999.

LTD, C. M. D. **Austempered ductile-iron castings — advantages, production, properties and specifications**. Materials & Design, v. 13, n. 5, p. 285–297, 1992.

LUO, J.; HARDING, R. A.; BOWEN, P. **Evaluation of the fatigue behavior of ductile irons with various matrix microstructures**. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, v. 33, n. 12, p. 3719–3730, 2002.

LUSSOLI, R.J. **Efeito da adição de cobre e da seção da peça sobre as características microestruturais e mecânicas de ferro fundido nodular austemperado**. 2003. 98 f. Dissertação de Mestrado - Curso de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2003.

MACHADO, M. A.. **Desenvolvimento dos parâmetros de tratamento térmico de ferro fundido nodular austemperado ASTM 987 Grau II**. 102 f. Dissertação de Mestrado - Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas e de Materiais - PPGEM. Escola de Engenharia da Universidade federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2007.

MACHADO, A. ; ESPÍRITO SANTO, A C; BATISTA, V; REIS, A V; SPAGNOLO R. **Utilização de Ferro Fundido Nodular Austemperado em Ponteiras Sulcadoras de Adubo de Semeadoras de Plantio Direto**. Revista Brasileira de Agrociência, Pelotas, v.14, n.1, p.143-153. 2008.

MAGALHÃES, L.; SEABRA, J. **Wear and scuffing of austempered ductile iron gears**. Wear, v. 215, n. 1–2, p. 237–246, 1998.

MAGALHÃES, L.; SEABRA, J.; SÁ, C. **Experimental observations of contact fatigue crack mechanisms for austempered ductile iron (ADI) discs**. Wear, v. 246, n. 1–2, p. 134–148, 2000.

MALLIA, J.; GRECH, M.; SMALLMAN, R. E. **Effect of silicon content on transformation kinetics of austempered ductile iron**. Materials Science and Technology, v. 14, n. 5, p. 452–460, 1998.

MARTINS, R. R. R. **Comparação das Propriedades Mecânicas de Fadiga entre Ferro Fundido Vermicular e Cinzento utilizados em Blocos de Motor Diesel**. 2012. Dissertação de Mestrado-Curso de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais. Universidade federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2012.

MOHRBACHER, H. **The Beneficial Effect of Niobium Alloying in Gray Cast Iron – Fundamentals and Applications**. Niobium Products Company GmbH. Düsseldorf, Germany, 2010.

MURAKAMI, Y. **Material defects as the basis of fatigue design**. International Journal of Fatigue, v. 41, p. 2–10, 2012.

MURAKAMI, Y.; ENDO, M. **Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength**. International Journal of Fatigue, v. 16, n. 3, p. 163–182, 1994.

NOFAL, A. **Advances in the Metallurgy and Applications of ADI**. Journal of Metallurgical Engineering (ME): Central Metallurgical R&D Institute CMRDI. Cairo, Egypt, v2 p. 1-18. 2013.

NOGUEIRA, A.S.. **Simulação computacional da deformação superficial induzida em corpos-de-prova para ensaio de fadiga em ferro fundido austemperado**. 2011. Dissertação de Mestrado - Curso de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia da UFMG, Belo Horizonte, 2011.

NORTON, R. L. **Projeto de Máquinas: Uma Abordagem Integrada**, 4. ed., Porto Alegre, Bookman, 2013.

NYLEN T. **Niobium in cast iron**. Niobium science and technology, v. TMS, p. 1063–1080, 2001.

NYLÉN, T.. **A adição de nióbio em ferros fundidos**. Fundição e Serviços, São Paulo: Aranda Editora Técnica Cultural, v. 17, n. 177, p. 72-87. 2007.

PADAN, D. S. **Microalloying in Austempered Ductile Iron (ADI)**. Transactions of American Foundry Society, v. 120, n. 12–019, p. 277–288, 2012.

PEREIRA Júnior, R.F. **Sumário mineral de 2015: Departamento Nacional de Produção Mineral**. 2015. Disponível em: <<http://www.dnpm.gov.br/dnpm/publicacoes/serie-estatisticas-e-economia-mineral/sumario-mineral/sumario-mineral-brasileiro-2015>>.

PIMENTEL, A.S.O.. **Desenvolvimento de ADI de Alta Resistência ao Desgaste com Adição de Nióbio**, 2016. Tese de Doutorado - Curso de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade do Estado de Santa Catarina. UDESC, 2016.

PUTATUNDA, S. K. et al. **Development of austenite free ADI (austempered ductile cast iron)**. Materials Science and Engineering A, v. 435–436, p. 112–122, 2006.

PUTATUNDA, S. K.; GADICHERLA, P. K. **Influence of austenitizing temperature on fracture toughness of a low manganese austempered ductile iron (ADI) with ferritic as cast structure**. Materials Science and Engineering: A, v. 268, n. 1–2, p. 15–31, 1999.

REED, P. A S. et al. **Modelling of microstructural effects in the fatigue of austempered ductile iron**. Materials Science and ..., v. 346, n. 1–2, p. 273–286, 2003.

SANTOS, A. B. S. BRANCO, C. H. C., **Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares**. Instituto de Pesquisas Tecnológicas, n.3, 1989.

SCKUDLAREK, W. **Efeito do nióbio e do ciclo de austêmpera na microestrutura e comportamento mecânico do ferro fundido nodular**, 2016. Dissertação de Mestrado – Curso de Pós Graduação em Engenharia Mecânica. Centro Universitário Sociesc – Unisociesc, Joinville, 2016.

SHANMUGAM, P. et al. **Effect of microstructure on the fatigue strength of an austempered ductile iron**. Journal of Materials Science, v. 29, n. 18, p. 4933–4940, 1994.

SHIGLEY, J. E.; MISCHKE, R. G.; BUDYNAS, C. R. **Projeto de Engenharia Mecânica**, 7. ed. - Porto Alegre : Bookman, 2005.

SILVA, C.. **Influência do número de nódulos de grafita nas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular austemperado**. 101 f. Dissertação de Mestrado - Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, 2005.

SILVA, R. C. S. C. **Dissolução de ferro-nióbio em ferro fundido**. 2000. 75 f. Dissertação de Mestrado - Escola Politécnica. Universidade de São Paulo. São Paulo, 2000.

SMITH, William Fortune. HASHEMI, Javad. **Fundamentos de Engenharia e Ciência dos Materiais**. 5ª ed. Porto Alegre: McGraw-Hill, 2012.

SORELMETAL. **A Design Engineer's Digest of Ductile Iron**. Publisher Rtz Iron & Titanium America, 8th.edition, Montreal, 2002.

SOUZA, T. N. F.; AGUILAR, M. T. P. **Produção E Caracterização Física E Mecânica De Ferros Fundidos Nodulares E Ferros Fundidos Nodulares Austemperados Com Adição De Nióbio**. 2012.

STOKES, B. et al. **Effects of carbides on fatigue characteristics of austempered ductile iron**. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 36A, n. April, p. 977–988, 2005.

TANAKA, Y.; KAGE, H. **Development and Application of Austempered Spheroidal Graphite Cast Iron** Materials Transactions, JIM, 1992. Disponível em:<https://www.jstage.jst.go.jp/article/matertrans1989/33/6/33_6_543/_article>

TARTERA, J.; PRADO, J. M.; PUJOL, A. **Wear and Fatigue Properties of Austempered Ductile Iron**. Advanced Materials Research, v. 4–5, p. 251–258, 1997.

TRUDEL, A.; GAGNE, M. **Effect of composition and heat treatment parameters on the characteristics of austempered ductile irons**. Canadian Metallurgical Quarterly, v. 36, n. 5, p. 289–298, 1997.

VATAVUK, J. , VILLAR, C.A. **Ferro fundido nodular com nióbio para aumento da resistência ao desgaste de anéis de pistão de motores de combustão interna**. Revista Mackenzie de Engenharia e Computação, V. 3, p.71 - 85, 1998.

VILELA, F. J. **Efeito de Algumas Variáveis de Processo na Obtenção do Ferro Fundido Nodular Ferrítico No Estado Bruto de Fundição**. 2010. 86 f . Dissertação de Mestrado- Escola de Engenharia Mauá do Centro Universitário do Instituto Mauá de Tecnologia. São Caetano do Sul, 2010.

WENBIN, Z. et al. **Niobium alloying effect in high carbon equivalent grey cast iron**. China Foundry, v. 8, n. 1, p. 36–40, 2011.

WU, C. Z.; SHIH, T. S. **Phase transformation and fatigue properties of austempered ductile irons**. International Journal of Cast Metals Research, v. 15, n. 2, p. 125–134, 2002.

YANG, J.; PUTATUNDA, S. K. **Improvement in strength and toughness of austempered ductile cast iron by a novel two-step austempering process**. Materials and Design, v. 25, n. 3, p. 219–230, 2004a.

YANG, J.; PUTATUNDA, S. K. **Influence of a novel two-step austempering process on the strain-hardening behavior of austempered ductile cast iron (ADI)**. Materials Science and Engineering A, v. 382, n. 1–2, p. 265–279, 2004b.

ANEXOS

ANEXO 1 – PLANO DE AMOSTRAGEM

Ligas	Tratamento térmico (TT)	Temperatura e Tempo de Austêmpera	Blocos Y (N°)	Tração	Dureza e Metalografia	Fadiga e Fractografia	Impacto	Total de amostras		
FN (1,0%Nb)	Sem TT	Sem Austêmpera	1	2	2	X	X	4		
			2	2	2	X	X	4		
			3	1	2	X	X	3		
			4	X	2	2	X	4		
			5	X	2	2	X	4		
			6	X	2	2	X	4		
			7	X	2	2	X	4		
			8	X	2	2	X	4		
			9	X	2	2	X	4		
			10	X	2	2	X	4		
			11	X	2	2	X	4		
			12	X	2	2	X	4		
			13	X	2	2	X	4		
			14	X	2	2	X	4		
ADI (1,0%Nb)	Com TT	280°C/ 1 hora	43	X	X	X	4	4		
			15	2	2	X	X	4		
			16	2	2	X	X	4		
			17	1	2	X	X	3		
			18	X	2	2	X	4		
			19	X	2	2	X	4		
			20	X	2	2	X	4		
			21	X	2	2	X	4		
			22	X	2	2	X	4		
			23	X	2	2	X	4		
			24	X	2	2	X	4		
			25	X	2	2	X	4		
			26	X	2	2	X	4		
			27	X	2	2	X	4		
		28	X	2	2	X	4			
					43	X	X	X	4	4
					29	2	2	X	X	4
					30	2	2	X	X	4
					31	1	2	X	X	3
					32	X	2	2	X	4
					33	X	2	2	X	4
34	X				2	2	X	4		
35	X	2	2	X	4					

	360°C/ 1 hora	36	X	2	2	X	4
		37	X	2	2	X	4
		38	X	2	2	X	4
		39	X	2	2	X	4
		40	X	2	2	X	4
		41	X	2	2	X	4
		42	X	2	2	X	4
		43	X	X	X	4	4
Totais para Ensaio e Análises			15	84	66	12	177

ANEXO 2 – RESULTADOS NAS MEDIÇÕES DA RUGOSIDADE SUPERFICIAL EM Ra (µm) NAS AMOSTRAS ENSAIADAS POR FADIGA DE FLEXÃO ROTATIVA PARA TODAS AS LIGAS.

Ligas	Amostras	Medições da Rugosidade em Ra (µm)
FN (0,9% Nb)	1 A	0,07
	1 B	0,07
	2 A	0,06
	2 B	0,09
	3 B	0,11
	4 A	0,11
	4 B	0,14
	5 B	0,11
	6 A	0,08
	6 B	0,08
	7 A	0,12
	7 B	0,11
	8 A	0,07
	8 B	0,11
	9 A	0,09
	10 A	0,09
	10 B	0,08
	11 A	0,07
	11 B	0,09
		Média
	Desvio Padrão	0,021
280°C de Austêmpera (0,9% Nb)	21 B	0,09
	23 B	0,08
	22 B	0,09
	17 A	0,12
	24 B	0,1
	21 A	0,07
	23 A	0,05

	16 B	0,09
	16 A	0,07
	15 A	0,05
	20 A	0,07
	20 B	0,07
	19 B	0,09
	17 B	0,06
	18 A	0,11
	19 A	0,11
	Média	0,083
	Desvio Padrão	0,021
360°C de Austêmpera (0,9%Nb)	30 B	0,1
	33 B	0,16
	34 B	0,11
	35 B	0,1
	29 B	0,08
	31 B	0,1
	32 B	0,1
	29 A	0,09
	32 A	0,07
	30 A	0,12
	35 A	0,1
	34 A	0,11
	36 B	0,14
	34 A	0,1
	Média	0,106
	Desvio Padrão	0,023

ANEXO 3 – RESULTADOS RELACIONADOS AS GRAFITAS PRODUZIDAS NAS MICROESTRUTURAS PARA TODAS AS LIGAS.

Ligas	Grafita					
	Grau de Nod. (%)	Nod. / mm ²	Tamanho (%)			
			5	6	7	8
FN (0,9%Nb)	78,00	204,00	0,43	33,91	20,17	38,63
	83,00	199,00	2,29	40,37	16,51	37,61
	79,00	148,00	0,6	35,71	20,83	36,31
Média	80,00	183,67	1,11	36,66	19,17	37,52
Desvio Padrão	2,65	30,99	1,03	3,33	2,33	1,16
280°C (0,9%Nb)	88,00	351,00	0,26	18,49	44,01	34,90
	92,00	338,00	-	18,46	42,98	37,47
	88,00	350,00	1,31	14,44	43,83	38,06
Média	89,33	346,33	0,79	17,13	43,61	36,81
Desvio Padrão	2,31	7,23	0,74	2,33	0,55	1,68
360°C (0,9%Nb)	89,00	204,00	0,91	35,91	33,64	28,18
	85,00	191,00	0,96	31,73	39,42	25,48
	79,00	218,00	4,22	35,86	34,60	23,21
Média	84,33	204,33	2,03	34,50	35,89	25,62
Desvio Padrão	5,03	13,50	1,90	2,40	3,10	2,49
Média Geral	84,56	244,78	1,31	29,43	32,89	33,32
Desvio Padrão Geral	5,077	78,614	1,313	9,569	10,993	5,998

ANEXO 4 – RESULTADOS RELACIONADOS A FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DAS FASES PRESENTES NA MICROESTRUTURA PARA O FN COM 0,9%Nb.

A Tabela 17 mostra os resultados obtidos em oito imagens geradas em amostra de FN com ataque químico de Nital 4% e ampliação de 100x.

Tabela 17 – Fração Volumétrica das Fases Presentes na Microestrutura de FN com 0,9% Nb.

Liga	Ferrita (%)	Perlita (%)	Grafita (%)
FN (0,9% Nb)	52,07	33,06	14,88
	44,63	45,45	9,92
	38,02	52,07	9,92
	43,80	47,11	9,09
	43,80	46,28	9,92
	44,63	47,93	7,44
	39,67	52,89	7,44
	45,45	49,59	4,96
Média	44,01	46,80	9,19
Desvio Padrão	4,19	5,75	2,69

Fonte: O Autor (2019)

ANEXO 5 – RESULTADOS DA QUANTIDADE DE NbC/mm²

A Tabela 18 mostra os resultados obtidos em quinze imagens geradas em amostra de FN com ampliação de 500x e considerando a área 42.300 μm^2 .

Tabela 18 – Resultados da Quantidade de NbC/mm² em FN com 0,9% Nb.

Liga	NbC/0,0423mm ²	NbC/mm ²
FN com 0,9%Nb	31	733
	20	473
	21	496
	26	615
	25	591
	23	544
	26	615
	23	544
	30	709
	22	520
	24	567
	28	662
	22	520
	32	757
	32	757
Média	26	607
Desvio Padrão	4,06	92,84

Fonte: O Autor (2019)

ANEXO 6 – RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO PARA TODAS AS LIGAS.

Limite de Resistência à Tração (MPa)			
	Bruta de Fundição	280°C Austêmpera (1h)	360°C Austêmpera (1h)
Valores	594	1308	1154
	599	1400	1071
	573	1351	1159
Média	588,67	1353,00	1128,00
D.P.	13,796	41,173	44,209
Limite de Escoamento de 0,2% (MPa)			
	Bruta de Fundição	280°C Austêmpera (1h)	360°C Austêmpera (1h)
Valores	420	1184	964
	416	1248	935
	392	1165	956
Média	409,33	1199,00	951,67
D.P.	15,144	38,895	13,397
Alongamento (%)			
	Bruta de Fundição	280°C Austêmpera (1h)	360°C Austêmpera (1h)
Valores	4	1,4	3,5
	4,5	1,35	2,5
	4,25	1,25	3,75
Média	4,25	1,33	3,25
D.P.	0,250	0,068	0,661

ANEXO 7 – RESULTADOS DOS ENSAIOS DE DUREZA VICKERS (HV_{0,5} e HV₃₀) PARA TODAS AS LIGAS.

Dureza Vickers	Amostras com 0,9% Nb		
	FN	280°C Austêmpera	360°C Austêmpera
HV _{0,5}	312	416	345
	250	476	327
	327	385	352
	298	352	420
	303	356	317
	329	476	369
	240	394	431
	236	511	437
Média	286,88	420,75	374,75
Desvio Padrão	38,813	59,983	48,014
HV ₃₀	196,5	413,5	329
	214,5	439,5	328,5
	186,5	408,5	359
	185	422	325
	204	412	315
	183,5	411	361,5
Média	195,00	417,75	336,33
Desvio Padrão	12,394	11,605	19,214

ANEXO 8 – MODELO DE FADIGA UTILIZADO NA GERAÇÃO DA CURVA DE WÖHLER E PARÂMETROS DO FN COM ADIÇÃO DE 0,9%Nb.

Formula: $\text{LogN} \sim A1 - A2 * \log_{10}(S)$

Parameters:

	Estimate	Std. Error	t value	Pr(> t)
A1	39.765	5.185	7.669	1.44e-06 ***
A2	13.782	2.064	6.676	7.40e-06 ***

Signif. codes: 0 '***' 0.001 '**' 0.01 '*' 0.05 '.' 0.1 ' ' 1

Residual standard error: 0.2788 on 15 degrees of freedom

Number of iterations to convergence: 1

Achieved convergence tolerance: 7.388e-08

ANEXO 9 – MODELO DE FADIGA UTILIZADO NA GERAÇÃO DA CURVA DE WÖHLER E PARÂMETROS DO ADI 280°C E ADIÇÃO DE 0,9%Nb.

Formula: $\text{LogN} \sim A1 - A2 * \log_{10}(S)$

Parameters:

	Estimate	Std. Error	t value	Pr(> t)
A1	24.0948	2.5067	9.612	1.52e-07 ***
A2	6.9535	0.9174	7.579	2.55e-06 ***

Signif. codes: 0 '***' 0.001 '**' 0.01 '*' 0.05 '.' 0.1 ' ' 1

Residual standard error: 0.3217 on 14 degrees of freedom

Number of iterations to convergence: 1

Achieved convergence tolerance: 1.426e-07

ANEXO 10 – MODELO DE FADIGA UTILIZADO NA GERAÇÃO DA CURVA DE WÖHLER E PARÂMETROS DO ADI 360°C E ADIÇÃO DE 0,9%Nb.

Formula: $\text{LogN} \sim A1 - A2 * \log_{10}(S)$

Parameters:

	Estimate	Std. Error	t value	Pr(> t)
A1	33.558	6.788	4.944	0.00034 ***
A2	10.622	2.566	4.140	0.00137 **

Signif. codes: 0 '***' 0.001 '**' 0.01 '*' 0.05 '.' 0.1 ' ' 1

Residual standard error: 0.5069 on 12 degrees of freedom

Number of iterations to convergence: 1

Achieved convergence tolerance: 5.448e-08