

**CENTRO UNIVERSITÁRIO DA FEI
PEDRO HUMBERTO GÂNDARA ORLANDO**

**AVALIAÇÃO EXPERIMENTAL DO EFEITO DE CICLOS TÉRMICOS NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS CONVENCIONAIS E À FRATURA DE FERROS
FUNDIDOS CINZENTOS HIPOEUTÉTICOS LIGADOS**

São Bernardo do Campo

2012

PEDRO HUMBERTO GÂNDARA ORLANDO

**AVALIAÇÃO EXPERIMENTAL DO EFEITO DE CICLOS TÉRMICOS NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS CONVENCIONAIS E À FRATURA DE FERROS
FUNDIDOS CINZENTOS HIPOEUTÉTICOS LIGADOS**

**Dissertação de Mestrado apresentada ao Centro
Universitário da FEI, como parte dos requisitos
necessários para obtenção do título de Mestre em
Engenharia Mecânica, orientado pelo Prof. Dr.
Gustavo Henrique Bolognesi Donato.**

**São Bernardo do Campo
2012**

Orlando, Pedro Humberto Gândara.

Avaliação experimental do efeito de ciclos térmicos nas propriedades mecânicas convencionais de ferros fundidos cinzentos hipoeutéticos ligados / Pedro Humberto Gândara Orlando. São Bernardo do Campo, 2012.

183 f. : il.

Dissertação (Mestrado) - Centro Universitário da FEI.

Orientador: Prof. Dr. Gustavo Henrique Bolognesi Donato

1. Ferro fundido cinzento. 2. Ciclos térmicos. 3. Propriedades mecânicas. 4. Tenacidade à fratura. 5. Trincas. I. Donato, Gustavo Henrique Bolognesi, orient. II. Título.

CDU 669.131.6



Centro Universitário de FEI

APRESENTAÇÃO DE DISSERTAÇÃO ATA DA BANCA JULGADORA

PGM-10

Programa de Mestrado de Engenharia Mecânica

Aluno: Pedro Humberto Gândara Orlando

Matrícula: 210127-7

Título do Trabalho: **Avaliação experimental do efeito de oloos térmicos nas propriedades mecânicas convencionais e à fratura de ferros fundidos cinzentos hipoeutéticos ligados.**

Área de Concentração: Materiais e Processos

Orientador: Prof. Dr. Gustavo Henrique Bolognesi Donato

ORIGINAL ASSINADA

Data da realização da defesa: 02 / Julho / 2012

A Banca Julgadora abaixo-assinada atribuiu ao aluno o seguinte:

APROVADO

REPROVADO

São Bernardo do Campo, 02 / julho / 2012.

MEMBROS DA BANCA JULGADORA

Prof. Dr. Gustavo Henrique Bolognesi Donato

Ass.: _____

Prof. Dr. Sérgio Delijakov

Ass.: _____

Prof. Dr. Arnaldo Homobono Paes de Andrade

Ass.: _____

VERSÃO FINAL DA DISSERTAÇÃO

**ENDOSSO DO ORIENTADOR APÓS A INCLUSÃO DAS
RECOMENDAÇÕES DA BANCA EXAMINADORA**

Aprovação do Coordenador do Programa de Pós-graduação

Prof. Dr. Agenor de Toledo Fleury

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus por me dar força e serenidade para realização desta dissertação.

Aos meus pais e irmão, Douglas, Mônica e André, pelo carinho, criação, educação, força, incentivo, compreensão, paciência pela minha ausência em alguns momentos. Sem eles não chegaria onde cheguei.

À minha namorada Janaína pelo carinho, incentivo, compreensão e paciência pela minha ausência que tornaram possível a realização deste trabalho de forma agradável.

Ao Prof. Dr. Gustavo Donato, orientador deste trabalho, pela idealização do tema, apoio, paciência e entusiasmos nos momentos importantes e bom andamento dessa pesquisa.

Aos professores Roberto Bortolussi, Rodrigo Magnabosco, Sergio Delijaicov e Paulo Mello pelo apoio, amizade e orientação que ajudaram a definir o escopo do trabalho.

À colega de mestrado Grace Kelly pelo apoio na elaboração de imagens ao trabalho e ao aluno de iniciação científica Adriano Cintra Barbosa pelo apoio na conclusão das etapas finais de entrega.

Ao pessoal do CLM e do mestrado, técnicos e assistentes, pelo apoio e coordenação para que as atividades ocorressem nos prazos necessários.

Aos professores da FEI, por colaborarem com a minha formação acadêmica.

Ao sr. Luis Alexandre Cassorila e à empresa Pacaembu Autopeças, pela doação do material utilizado nos ensaios e por procurar incentivar a pesquisa acadêmica em nosso país.

À empresa Knorr-Bremse Brasil, em especial ao sr. Oliver Erxleben, sr. Gilberto Takeushi, sr. José Airton e a toda minha equipe pelo auxílio nas preparações de corpos de prova, apoio, amizade, motivação e pelas discussões que serviram de um grande aprendizado mútuo.

A todos que colaboraram, direta ou indiretamente, na elaboração deste trabalho.

RESUMO

Ferros fundidos cinzentos são amplamente utilizados na indústria metal-mecânica pela interessante combinação de propriedades mecânicas e térmicas proporcionadas. Ao longo de sua vida útil, componentes mecânicos diversos precisam suportar solicitações mecânicas e térmicas (separada ou conjuntamente) sem comprometer sua integridade estrutural (p. ex.: pelo surgimento de trincas). Frente ao comportamento frágil usualmente apresentado por tais materiais em deformação, diversas técnicas de processamento são utilizadas para se atingir as propriedades desejadas de tenacidade, fazendo este material ter grande importância no atual estágio de desenvolvimento da indústria. Entretanto, algumas aplicações práticas submetem os ferros fundidos cinzentos a ciclos de aquecimento (inclusive com austenitização do material) seguidos de resfriamentos bruscos, como ocorre em sistemas de frenagem de grande porte aplicáveis a veículos pesados. Tais ocorrências reduzem expressivamente as propriedades mecânicas desses materiais e favorecem a nucleação e propagação de trincas, podendo incorrer em falhas catastróficas. Neste cenário, o objetivo deste trabalho é investigar a influência de ciclos térmicos simulados em laboratório nas microestruturas e principalmente nas propriedades mecânicas convencionais e à fratura destes materiais. Para tal, são conduzidos ensaios mecânicos de tração, de impacto e de tenacidade à fratura utilizando corpos de prova compactos C(T). A título de estudo e relevância tecnológica, dois ferros fundidos com composições químicas diferentes entre si foram selecionados para melhor suportar os desenvolvimentos e as conclusões. Os resultados apontaram que ciclos térmicos envolvendo austenitização e resfriamentos típicos de algumas aplicações reais na indústria automotiva propiciam a formação de fases frágeis (martensita) incorrendo em severa redução de propriedades mecânicas de resistência e ductilidade. Reduções de até 83% foram obtidas em propriedades de tenacidade à fratura e absorção de energia quando da ocorrência dos tratamentos térmicos, o que chama a atenção para a relevância da consideração destes fenômenos para atividades de projeto e avaliação de integridade estrutural que busquem segurança. Uma discussão crítica sobre a descrição da fratura de ferros fundidos utilizando integral J e práticas laboratoriais alternativas é também conduzida e motiva estudos/ investigações futuros na área.

Palavras-chaves: Ferro Fundido Cinzento, Ciclos Térmicos, Propriedades Mecânicas, Tenacidade à fratura, Trincas

ABSTRACT

Grey cast irons are extensively applied on metal and mechanical industries due to their interesting combination between thermal and mechanical properties. During their lifetimes, several mechanical components must support several mechanical and thermal loadings (separately or combined) without compromise for their structural integrity (for example, by cracks formation). To face the brittle mechanical behavior presented by these materials under loading, different techniques are used to achieve the desired properties regarding toughness, making this material very important on current industrial development stage. However, some practical applications submit grey cast irons to thermal cycles (including material austenitizing) followed by severe cooling, as occurs in braking systems used by commercial vehicles. As consequences of these severe thermal cycles, expressive mechanical properties reductions which promotes crack nucleation and propagation and could result in catastrophic failures. Based on this scenario, the aim of this work is to investigate the influence of simulated thermal cycles in laboratory conditions on microstructures and mainly on conventional mechanical and fracture properties. For this, several samples were submitted to tensile, Charpy impact and fracture toughness with compact specimen C(T) tests. Based on technological application and to better support the conclusions, two cast irons with different chemical compositions were selected for the study. The results showed that thermal cycles, involving austenitizing and typical severe cooling rates in some real applications on automotive industry, led to brittle phases (martensite) incurring in severe reduction in mechanical properties (including strength and ductility). After thermal cycle, reductions up to 83% were obtained on fracture toughness and absorbed energy which calls the attention for the relevance of considering these phenomena on design activities and structural integrity evaluation that looks for safety. A critical discussion about fracture description on grey cast irons using J -integral and alternative laboratory practices is also conducted and motivates future investigations.

Keywords: Grey Iron Cast, Heat cycles, Mechanical Properties, Fracture Toughness, Cracks

LISTA DE SÍMBOLOS

Simbologia Latina

(x, y, z)		componentes do sistema de coordenadas cartesianas
a	m	comprimento da trinca
a _n	m	comprimento principal da elipse no modelo de Inglis (1913)
A _{pl}	m ²	área plástica sob curva carregamento-deslocamento
b	m	comprimento secundário da elipse no modelo de Inglis (1913)
b ₀	m	ligamento remanescente no corpo de fratura
B	m	espessura do corpo de prova
B _n	m	espessura da placa para modelo de Griffith (1920)
B _N	m	espessura real (líquida) quando houver 2 entalhes laterais
C _o	m	diâmetro da partícula de segunda fase
COD	mm	deslocamento da abertura da trinca
Cr	-	Símbolo Cromo na composição química do ferro fundido
Cu	-	Símbolo Cobre na composição química do ferro fundido
dA	m ²	variação de área da trinca
ds	m	incremento de comprimento ao longo do contorno de Γ
dII	J	variação da energia potencial fornecida pela energia de deformação interna junto com forças externas
D	m ² .s ⁻¹	coeficiente de difusão
D ₀	m ² .s ⁻¹	coeficiente pré-exponencial independente da temperatura
E	Pa	módulo de elasticidade
E'	Pa	módulo de elasticidade para estado plano de deformação
En	J	energia total
E _b	J	energia de ligação
F	N	força externa aplicada para separar dois átomos
F _c	N	força de coesão
G	Pa.m	taxa de liberação de energia
g	m/s ²	aceleração da gravidade
J	J.m ⁻²	integral J
J _{el}	J.m ⁻²	parcela elástica de J
J _{pl}	J.m ⁻²	parcela plástica de J

J_Q	$J.m^{-2}$	tenacidade à fratura em termos de J calculada a partir da força crítica P_Q
J_c	$J.m^{-2}$	tenacidade à fratura em termos de J considerada crítica
k	Pa	rigidez da ligação atômica
k_1	-	constante de proporcionalidade
k_2	-	constante de proporcionalidade
K	$Pa.m^{1/2}$	fator de intensidade de tensão
K_I	$Pa.m^{1/2}$	fator de intensidade de tensão para Modo I de carregamento
K_{Ic}	$Pa.m^{1/2}$	tenacidade a fratura
K_{Jc}	$Pa.m^{1/2}$	tenacidade a fratura obtida a partir de J_c
K_{max}	$Pa.m^{1/2}$	fator de intensidade de tensão máximo
K_Q	$Pa.m^{1/2}$	tenacidade à fratura em termos de K calculada a partir da força crítica
K_{JQ}	$Pa.m^{1/2}$	tenacidade à fratura (K) calculada a partir da integral J para força crítica P_Q
Mn	-	Símbolo Manganês na composição química do ferro fundido
Mo	-	Símbolo Molibdênio na composição química do ferro fundido
N	-	número de núcleos formados durante processo de nucleação
n_j	-	componentes do vetor normal a Γ
n	-	expoente de endurecimento
Nb	-	Símbolo Nióbio na composição química do ferro fundido
Ni	-	Símbolo Níquel na composição química do ferro fundido
P	-	Símbolo Fósforo na composição química do ferro fundido
P_{max}	N	força máxima suportada pelo corpo de prova
P_Q	N	força crítica obtida em ensaio de mecânica da fratura
P_5	N	força secante segundo ASTM E1820 (2009)
Q_d	$J.mol^{-1}$	energia de ativação para difusão
r	m	raio em coordenadas polares para tensões na ponta da trinca
r_n	m	raio do núcleo
r_n^*	m	raio crítico do núcleo
$r_{o\sigma}$	m	raio da zona plástica para estado plano de tensão
$r_{o\varepsilon}$	m	raio da zona plástica para estado plano de deformação
$r_{Mises\sigma}$	m	raio da zona plástica para estado plano de tensão pelo critério de von Mises
$r_{Mises\varepsilon}$	m	raio da zona plástica para estado plano de deformação pelo critério de von Mises

R	$\text{J.mol}^{-1}.\text{K}^{-1}$	constante dos gases ($8,31 \text{ J.mol}^{-1}.\text{K}^{-1}$)
S	-	Símbolo Enxofre na composição química do ferro fundido
Si	-	Símbolo Silício na composição química do ferro fundido
Sn	-	Símbolo Estanho na composição química do ferro fundido
T	K	temperatura absoluta
T_i	N	componentes do vetor tração
T_e	$^{\circ}\text{C}$	Temperatura de Equilíbrio
V	-	Símbolo Vanádio na composição química do ferro fundido
u_i	m	componente de deslocamento do vetor
w	$\text{Nm.m}^{1/3}$	densidade de energia de deformação
w_f	J	energia de fratura
W	m	largura do corpo de prova
W_s	J	trabalho necessário para criar nova superfície de fratura
x_0	m	distância de equilíbrio entre dois átomos

Simbologia Grega

α	-	constante adimensional para equação de Ramberg-Osgood
α_1	-	constante relativa à lei de força e deslocamento atômico
ΔG_n	J	variação de energia para nucleação
ΔG_n^*	J	variação de energia para raio de nucleação crítico
ϵ_o	-	deformação a partir de σ_o
ϵ_{xx}	-	deformação na direção X
ϵ_{yy}	-	deformação na direção Y
ϵ_{zz}	-	deformação na direção Z
η	-	constante adimensional de acordo com tipo de corpo de prova de fratura
θ	rad	ângulo em coordenadas polares para tensões na ponta da trinca
Π	J	energia potencial fornecida pela energia de deformação interna junto com forças externas
Π_o	J	energia potencial inicial (sem trinca)
λ	m	distância de afastamento entre os átomos após aplicação de força externa
γ_p	J.m^{-2}	energia de superfície para deformação plástica
γ_s	J.m^{-2}	energia de superfície

σ	Pa	tensão remota aplicada na chapa/ tensão atuante
σ_0	Pa	valor de tensão de referência, usualmente tomada como o limite de escoamento para equação de Ramberg-Osgood
σ_X	Pa	tensão na ponta da trinca no eixo X
σ_Y	Pa	tensão na ponta da trinca no eixo Y
σ_Z	Pa	tensão na ponta da trinca no eixo Z
σ_{xx}	Pa	tensão no eixo X
σ_{yy}	Pa	tensão no eixo Y
σ_{zz}	Pa	tensão no eixo Z
σ_{LE}	Pa	limite de escoamento do material em determinado ambiente de teste, temperatura, orientação e taxa de carregamento
σ_A	Pa	tensão na ponta da trinca no modelo de Inglis (1913)
σ_c	Pa	tensão coesiva teórica entre os átomos
σ_{vM}	Pa	tensão de efetiva segundo critério de von Mises
σ_f	Pa	tensão de fratura
σ_M	Pa	tensão média entre limite de escoamento e resistência
σ_{LR}	Pa	limite de resistência do material em determinado ambiente de teste, temperatura, orientação e taxa de carregamento
σ_1	Pa	tensão principal 1
σ_2	Pa	tensão principal 2
σ_3	Pa	tensão principal 3
Γ	-	caminho arbitrário da integral de linha
τ_{XY}	Pa	tensão de cisalhamento na ponta da trinca no plano XY

LISTA DE SIGLAS

ASTM	American Society for Testing and Materials
C_{total}	Símbolo do Carbono na composição química do Ferro Fundido
CCT	Continuous-Cooling-Transformation (Transformação por resfriamento contínuo)
CTOD	Crack Tip Opening Displacement (abertura da ponta da trinca)
CMOD	Crack Mouth Opening Displacement (abertura da boca da trinca)
ETT	Estado Triplo de Tensões
EPD	Estado Plano de Deformações
EPT	Estado Plano de Tensões
FoFo	Ferro Fundido
ISO	International Organization for Standardization
LLD	Load Line Displacement (deslocamento da linha de carga)
MFEL	Mecânica da Fratura Elástica Linear
MFEP	Mecânica da Fratura Elasto-Plástica
TTT	Tempo-Temperatura-Transformação

LISTA DE TABELAS

Tabela 01:	Exemplo de condutividade térmica entre diferentes tipos de ferro fundido.....	5
Tabela 02:	Correlação entre normas ISO 945 (2008) e ASTM A247 (2010) para classificação de grafita quanto à forma.....	11
Tabela 03:	Efeito do tipo de grafita e de matriz sobre limite de resistência à tração em ferro fundido cinzento com 3,8% de carbono equivalente, barra de 30mm, segundo ISO 945 (2008).....	36
Tabela 04:	Limite de resistência ao cisalhamento na torção para ferro fundido cinzento segundo ASTM A48 (2008). Corpo de prova de referência de 50 mm.....	37
Tabela 05:	Limite de resistência à compressão para ferro fundido cinzento segundo ASTM A48 (2008).....	38
Tabela 06:	Módulo de elasticidade para ferro fundido cinzento segundo ASTM A48 (2008).....	39
Tabela 07:	Influência do tipo de grafita na dureza em ferro fundido cinzento tratado.....	41
Tabela 08:	Valores de K_{max} para diferentes raios de entalhe, espessura, largura e comprimento inicial da trinca.....	43
Tabela 09:	Principais propriedades mecânicas de referência para ferros fundidos cinzentos por classe.....	44
Tabela 10:	Resumo de todos os espécimes desenvolvidos (em termos de quantidades para garantir caracterização adequada de propriedades) para ensaios de tração, Charpy, mecânica da fratura com C(T), metalografia e análise fractográfica.....	99
Tabela 11:	Composição química realizada pelo Instituto de Pesquisas e Estudos Industriais da FEI (IPEI).....	100
Tabela 12:	Composição química realizada pela Labmat Análises e Ensaios de Materiais LTDA.....	100
Tabela 13:	Comparativo entre composições A e B – Módulo de elasticidade.....	124
Tabela 14:	Comparativo entre composições A e B – Limite de resistência à tração.....	124
Tabela 15:	Comparativo entre composições A e B – Resiliência.....	124
Tabela 16:	Comparativo entre as fraturas para materiais A e B antes e depois do tratamento térmico.....	125
Tabela 17:	Comparativo entre composições A e B – energia absorvida Charpy.....	129
Tabela 18:	Comparativo entre as fraturas dos ensaios Charpy. Dimensões em mm.....	129
Tabela 19:	Resultados obtidos para tenacidade à fratura do material A original em termos de K_Q , J_c e K_{Jc}	131
Tabela 20:	Resultados obtidos para tenacidade à fratura do material A tratado em termos de K_Q , J_c e K_{Jc}	133
Tabela 21:	Resultados obtidos para tenacidade à fratura do material B original em termos de K_Q , J_c e K_{Jc}	134

Tabela 22:	Resultados obtidos para tenacidade à fratura do material B tratado em termos de K_Q , J_c e KJc	136
Tabela 23:	Comparativo entre composições A e B – tenacidade K_Q	139
Tabela 24:	Comparativo entre composições A e B – tenacidade J_c	140
Tabela 25:	Comparativo entre composições A e B – Tenacidade KJc	140
Tabela 26:	Comparativo entre as fraturas para ensaios selecionados de mecânica da fratura. Dimensões em mm.....	140

LISTA DE FIGURAS

Figura 01:	(a) Influência do tamanho do veio de grafita no limite de resistência de ferro fundido cinzento. (b) Comparativo do efeito da quantidade de grafita (porcentagem em volume) na condutividade térmica (à temperatura ambiente) entre ferro fundido cinzento e nodular.....	5
Figura 02:	Classificação da grafita quanto à forma com magnitude x100.....	7
Figura 03:	Imagens de referência para distribuição de grafita (forma I) com magnitude x100.....	8
Figura 04:	Imagens de referência para tamanho de grafita de 1 a 8 (forma I) com magnitude x100.....	9
Figura 05:	Imagens de referência para tamanho de grafita de 3 a 6 (forma IV a VI) e de 7 e 8 (forma IV a VI) com magnitude x100.....	9
Figura 06:	Imagens de referência para tamanho de grafita de 3 a 7 (forma III) com magnitude x100.....	10
Figura 07:	Curva de evolução térmica e microestruturas no ferro fundido cinzento.....	15
Figura 08:	Diagrama de fases do sistema Fe-C.....	15
Figura 09:	Diagrama das possíveis transformações a partir da austenita.....	17
Figura 10:	Diagrama de energia livre associado à nucleação homogênea de esferas.....	18
Figura 11:	(a) Barreira de energia vs. Temperatura de equilíbrio (Te); (b) Crescimento do núcleo crítico vs. mobilidade dos átomos; (c) Taxa de nucleação resultante....	19
Figura 12:	Ilustração de nucleação e crescimento da perlita.....	20
Figura 13:	Diagrama esquemático para liga Fe-C eutetóide para transformação de perlita.....	21
Figura 14:	Relação esquemática entre a curva de taxa de transformação e diagrama TTT. A, F e C significam austenita, ferrita e cementita respectivamente e Ac1 significa temperatura de aquecimento crítica.....	22
Figura 15:	Diagrama TTT esquemático de transformação bainítica e perlítica. A, F e C significam austenita, ferrita e cementita respectivamente e A1 significa temperatura de austenitização e M1 significa início da transformação martensítica (esquemático).....	23
Figura 16:	Diagrama TTT de uma liga Fe-C eutetóide. “A” significa campo de austenita, “P” campo de perlita, “B” campo de bainita e “M” campo de martensita, sendo “M(início)”, “M(50%)” e “M(90%)” as indicações do início, 50% e 90% de formação de martensita, respectivamente.....	24
Figura 17:	Superposição da transformação de martensita no diagrama de fase Fe-C.....	25
Figura 18:	Diagrama TTT para ferro fundido cinzento com baixo teor de Si.....	25
Figura 19:	Diagrama CCT para ferro fundido.....	26
Figura 20:	Influência de elementos de liga na temperatura de transformação eutectóide.....	27

Figura 21:	Influência de elementos de liga na porcentagem de carbono na transformação eutectóide.....	27
Figura 22:	Relação entre limite de resistência e % em peso Cu.....	30
Figura 23:	Relação entre limite de resistência e % em peso de Mo.....	31
Figura 24:	Comparativo do formato de grafita e respectivas fractografias com a variação na % em peso de Nb.....	32
Figura 25:	Influência na dureza e limite de resistência com % em peso de Nb. Os valores de 30 mm e 50 mm representam os diâmetros dos corpos de provas ensaiados.....	32
Figura 26:	Influência no limite de resistência com % em peso de Nb.....	33
Figura 27:	Influência da dureza com % em peso de Nb.....	33
Figura 28:	Influência do diâmetro do corpo de prova no limite de resistência para diferentes classes.....	35
Figura 29:	Típica curva tensão vs. deformação de ferro fundido cinzento.....	39
Figura 30:	Relação entre % de grafita, módulo de elasticidade e alongamento.....	39
Figura 31:	Comparativo Módulo de Elasticidade com diferente composição de Nb e Mo (% em peso).....	40
Figura 32:	Correlação entre limite de resistência e dureza para ferros fundidos cinzentos.....	41
Figura 33:	Correlação entre limite de resistência e dureza para ferros fundidos cinzentos.....	42
Figura 34:	Valores de K_{max} para diferentes raios de ponta de entalhes usinados em espécimes de mecânica da fratura.....	44
Figura 35:	Relação entre % de grafita e fator de intensidade de tensões crítico (K_{IC}), quantificando a tenacidade à fratura do material.....	45
Figura 36:	Relação entre % cementita (% em peso C) e limite de escoamento, resistência à tração e dureza.....	46
Figura 37:	Relação entre % cementita (% em peso C) e ductilidade, energia de impacto e alongamento.....	47
Figura 38:	Comparativo de dureza entre martensita e perlita.....	48
Figura 39:	Modos de carregamento impostos à trinca.....	49
Figura 40:	Energia potencial/ Força aplicada vs. distância entre átomos.....	50
Figura 41:	Esquema da análise de furo elíptico passante em placa semi-infinita feita por Inglis (1913).....	53
Figura 42:	Distribuição da tensão ao longo do eixo X para furo elíptico com $a_n/b = 3$ em placa semi-infinita.....	54
Figura 43:	Zona plástica em metais e condições ideal e real na ponta da trinca.....	56
Figura 44:	Esquema da análise feita por Griffith (1920).....	58
Figura 45:	Modelo para definição das tensões na ponta da trinca.....	63

Figura 46:	Modelo para demonstração da generalidade da relação entre K e G	66
Figura 47:	Localização da zona plástica e distribuição de tensões.....	67
Figura 48:	Comparação do tamanho da zona plástica sob EPT e EPD.....	68
Figura 49:	Comparativo do tamanho da zona plástica sob os diferentes estados planos....	69
Figura 50:	Modelo placa plana com trinca carregada.....	70
Figura 51:	Tendência de contração nas direções x e z gerando a chamada triaxialidade de tensões.....	70
Figura 52:	Variação da tensão e deformação na direção z em relação à espessura, próximo à ponta da trinca.....	71
Figura 53:	Placa trincada mostrando tamanho da zona plástica e triaxialidade na ponta da trinca e proximidades.....	71
Figura 54:	Relação entre espessura e K_{Ic} para uma liga de aço não especificada.....	73
Figura 55:	Corpos de prova normalizados para determinação experimental de tenacidade à fratura.....	74
Figura 56:	Ilustração esquemática da fratura por clivagem transgranular.....	75
Figura 57:	Fractografia de um aço A508 liga classe 3.....	75
Figura 58:	Padrões de rio típicos em clivagem.....	76
Figura 59:	Fractografia de ferro fundido cinzento de classe 25.....	76
Figura 60:	Espécime C(T) com clip-gage afixado para acompanhamento do CMOD.....	78
Figura 61:	Curva característica de carga vs. deslocamento para tenacidade à fratura.....	78
Figura 62:	Contorno arbitrário ao redor da ponta de uma trinca, ao longo do qual é integrada a integral J	81
Figura 63:	Energia absorvida pelo corpo de prova durante teste de integral J	83
Figura 64:	Diagrama de surgimento e propagação de trincas em discos de freio.....	86
Figura 65:	(a) Trinca em disco de freio do veículo Ford F-250 e (b) Trincas diversas (fruto de fadiga térmica) em discos de freio aplicáveis a caminhões.....	87
Figura 66:	Tensões produzidas em uma barra com deformação restrita ao longo de 4 ciclos térmicos. Ferro fundido cinzento 3,5% C, 1,7% Si.....	88
Figura 67:	Esquema de retirada dos corpos de prova de tração, impacto Charpy e de mecânica da fratura C(T) dos discos de freio disponíveis.....	91
Figura 68:	Forma bruta extraída do disco de freio para corpo de prova de tração.....	91
Figura 69:	Corpo de prova para ensaio de tração já usinado de acordo com desenho presente no Apêndice A.....	92
Figura 70:	Ensaio de tração em andamento com clip-gage de 25 mm de abertura inicial afixado.....	92
Figura 71:	Corpo de prova para ensaio de Charpy.....	93
Figura 72:	Garras preparadas para ensaio de fratura.....	95
Figura 73:	Ensaio de tenacidade a fratura.....	96

Figura 74:	Ilustração posição pista e lateral para extração do material.....	97
Figura 75:	Microscópio óptico Olympus BX60M equipado com software de análise digital de imagens. Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos da FEI (CDMatM-FEI).....	98
Figura 76:	Microscópio eletrônico de varredura Camscan 3200LV equipado com sistema EDS Oxford Instruments modelo INCA X-act. Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos da FEI (CDMatM-FEI).....	99
Figura 77:	Metalografia da composição química A, na posição lateral.....	103
Figura 78:	Metalografia da composição química A, na posição de pista.....	104
Figura 79:	Metalografia da composição química B, na posição lateral.....	105
Figura 80:	Metalografia da composição química B, na posição da pista.....	106
Figura 81:	Metalografia da composição química A após 1 ciclo térmico.....	108
Figura 82:	Metalografia da composição química B após 1 ciclo térmico.....	109
Figura 83:	Análise dos espectros da composição química A sem tratamento térmico.....	111
Figura 84:	Análise dos espectros da composição química A sem tratamento térmico.....	112
Figura 85:	Análise dos espectros da composição química B sem tratamento térmico.....	113
Figura 86:	Análise dos espectros da composição química B sem tratamento térmico.....	114
Figura 87:	Análise dos espectros da composição química B com tratamento térmico.....	115
Figura 88:	Análise dos espectros da composição química B com tratamento térmico.....	116
Figura 89:	Análise de microtrincas em material A: (a) antes do tratamento térmico e (b) após o tratamento térmico.....	118
Figura 90:	Análise de microtrincas em material B: (a) antes do tratamento térmico e (b) após o tratamento térmico.....	119
Figura 91:	Curva tensão vs. deformação, composição química A, condição original.....	120
Figura 92:	Curva tensão vs. deformação, composição química A, condição após tratamento.....	121
Figura 93:	Curva tensão vs. deformação, composição química A, condição após tratamento visualizada em maior aumento.....	121
Figura 94:	Curva tensão vs. deformação, composição química B, condição original.....	122
Figura 95:	Curva tensão vs. deformação, composição química B, condição após tratamento.....	122
Figura 96:	Curva tensão vs. deformação, composição química B, condição após tratamento visualizada em maior aumento.....	123
Figura 97:	Energia absorvida em ensaio Charpy para material de composição A em condição original e tratada.....	126
Figura 98:	Energia absorvida em ensaio Charpy (pontos experimentais) para material de composição A em condição original e tratada.....	127
Figura 99:	Energia absorvida em ensaio Charpy para material de composição B em condição original e tratada.....	127

Figura 100:	Energia absorvida em ensaio Charpy (pontos experimentais) para material de composição B em condição original e tratada.....	128
Figura 101:	Curvas de carga vs. deslocamento (CMOD), composição A, material original.....	131
Figura 102:	Comparativo entre K_Q e K_{Jc} , composição A, material original.....	132
Figura 103:	Curvas de carga vs. deslocamento (CMOD), composição A, material após ciclo térmico.....	132
Figura 104:	Comparativo entre K_Q e K_{Jc} , composição A, material após ciclo térmico.....	133
Figura 105:	Curvas de carga vs. deslocamento (CMOD), composição B, material original.....	134
Figura 106:	Comparativo entre K_Q e K_{Jc} , composição B, material original.....	135
Figura 107:	Curvas de carga vs. deslocamento (CMOD), composição B, material após ciclo térmico.....	135
Figura 108:	Comparativo entre K_Q e K_{Jc} , composição B, material após ciclo térmico.....	136
Figura 109:	Resultados de J_c ajustados a distribuições bi-paramétricas de Weibull para (a) composição A original e tratada termicamente e (b) composição B original e tratada termicamente.....	139
Figura 110:	Comparativo das fractografias – composição química A.....	144
Figura 111:	Comparativo das fractografias – composição química B.....	147

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	1
1.1 JUSTIFICATIVA E OBJETIVO	1
1.2 ORGANIZAÇÃO DA DISSERTAÇÃO	3
2 REVISÃO DA LITERATURA	4
2.1 FERROS FUNDIDOS CINZENTOS	4
2.1.1 <i>Definições e microestruturas típicas</i>	4
2.1.2 <i>Tratamentos térmicos de ferros fundidos cinzentos</i>	16
2.1.3 <i>Influência de elementos de liga</i>	28
2.1.4 <i>Propriedades mecânicas características e respectivos ensaios</i>	34
2.2 MECÂNICA DA FRATURA ELÁSTICA LINEAR (MFEL)	49
2.2.1 <i>Visão atômica da fratura</i>	50
2.2.2 <i>Efeito na concentração de tensão devido aos defeitos do material</i>	52
2.2.3 <i>Balço de energia de Griffith</i>	57
2.2.4 <i>Taxa de liberação de energia (G)</i>	61
2.2.5 <i>Análise de tensões à frente das trincas e o fator de intensidade de tensões (K)</i>	62
2.2.6 <i>Relação entre fator de intensidade de tensão (K) e a Taxa de liberação de energia (G)</i>	64
2.2.7 <i>Tamanho da zona plástica e limitações de plasticidade na MFEL</i>	66
2.2.8 <i>Estado plano de tensão vs. estado plano de deformação na espessura</i>	69
2.2.9 <i>Fator de intensidade de tensão (K) como critério de falha</i>	72
2.2.10 <i>Fratura por clivagem</i>	74
2.2.11 <i>Ensaio experimental para determinação de K_{Ic}</i>	77
2.3 MECÂNICA DA FRATURA ELASTO-PLÁSTICA (MFEP)	80
2.3.1 <i>Integral J</i>	80
2.3.2 <i>Testes para determinação experimental de J_c</i>	82
2.4 CICLOS TÉRMICOS E INTEGRIDADE DE COMPONENTES FABRICADOS EM FERROS FUNDIDOS CINZENTOS	84
2.4.1 <i>Temperaturas típicas de operação</i>	84
2.4.2 <i>Defeitos típicos e trincas de operação</i>	85
3 MATERIAIS E MÉTODOS	89
3.1 MATERIAIS EM ESTUDO	89
3.2 PROJETO DOS CORPOS DE PROVA CONVENCIONAIS E DE FRATURA	90
3.2.1 <i>Corpos de prova de tração</i>	90
3.2.2 <i>Corpos de prova de impacto Charpy</i>	92
3.2.3 <i>Corpos de prova de mecânica da fratura</i>	93
3.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS	96
3.4 ANÁLISE METALOGRÁFICA	97
3.5 ANÁLISE MICROGRÁFICA E FRACTOGRÁFICA EM MEV	98
4 RESULTADOS EXPERIMENTAIS E DISCUSSÃO	100
4.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA	100
4.2 MICROESTRUTURAS OBTIDAS	101
4.2.1 <i>Metalografia sem ciclo térmico</i>	101
4.2.2 <i>Metalografia após ciclo térmico</i>	107

4.2.3	<i>Análise micrográfica em microscópio eletrônico de varredura (MEV)</i>	110
4.3	MICRO TRINCAS ORIUNDAS DO TRATAMENTO TÉRMICO AVALIADAS VIA MEV	117
4.4	ENSAIOS MECÂNICOS CONVENCIONAIS	120
4.4.1	<i>Ensaio de tração</i>	120
4.4.1.1	Tração - composição química A.....	120
4.4.1.2	Tração - composição química B	122
4.4.1.3	Comparativo quantitativo de resultados de tração.....	123
4.4.2	<i>Ensaio de impacto Charpy</i>	126
4.4.2.1	Charpy - composição química A	126
4.4.2.2	Charpy - composição química B	127
4.4.2.3	Comparativo de resultados - Charpy	128
4.4.3	<i>Ensaio de tenacidade à fratura</i>	130
4.4.3.1	Tenacidade à fratura - composição química A	131
4.4.3.2	Tenacidade à fratura - composição química B	134
4.4.3.3	Discussão de resultados e comparativo – tenacidade à fratura.....	137
4.5	AVALIAÇÃO FRACTOGRÁFICA	141
5	CONCLUSÕES	148
6	PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS	150
	REFERÊNCIAS	151
	APÊNDICE A – CORPO DE PROVA DE TRAÇÃO	155
	APÊNDICE B – CORPO DE PROVA DE IMPACTO CHARPY	157
	APÊNDICE C – CORPO DE PROVA C(T) DE FRATURA	159
	APÊNDICE D – GARRA PARA ENSAIOS DE FRATURA	161

1 INTRODUÇÃO

1.1 Justificativa e objetivo

Ferros fundidos cinzentos são amplamente utilizados na indústria metal-mecânica para a fabricação de máquinas, equipamentos e componentes mecânicos dos mais variados portes e aplicações. Em especial na indústria automotiva, tais materiais ocupam um lugar de destaque pela atrativa combinação de custo, resistência mecânica, resistência ao desgaste, capacidade de atenuação de vibrações e manufaturabilidade. As aplicações são bastante diversas, indo desde bases e estruturas de máquinas, blocos de motores, suportes de suspensão, tambores e discos de freio. As propriedades mecânicas e térmicas encontradas e aprimoradas por meio de tratamentos térmicos, elementos de liga e outros mecanismos fazem do ferro fundido cinzento um material importante no atual estágio de desenvolvimento da indústria. Entretanto, as técnicas de caracterização das propriedades mecânicas (convencionais e à fratura) e a adequação dos métodos tradicionais de avaliação de tensões e integridade estrutural merecem uma revisão crítica quando aplicadas a estes materiais. A microestrutura peculiar dos ferros fundidos, em especial os cinzentos com veios de grafita alongados e de pequeno raio de ponta, faz com que a resposta tensão vs. deformação e os micromecanismos de fratura sejam diferenciados em relação aos materiais metálicos em geral.

Com esta argumentação em mente, é relevante mencionar que os componentes fabricados em ferros fundidos cinzentos estão comumente submetidos a solicitações mecânicas e térmicas (separadas ou combinadas) que podem afetar seu comportamento estrutural e suas propriedades mecânicas. Em especial na área automotiva, esses componentes estão sujeitos aos mais variados transientes mecânicos (incluindo choques) e térmicos (incluindo gradientes severos de temperaturas), o que pode levar a falhas por fadiga térmica, fadiga mecânica, rupturas abruptas e formação de trincas que podem comprometer a integridade dos componentes colocando em risco a segurança dos usuários.

Nos ferros fundidos cinzentos, o tipo de matriz do material, características como tamanho, forma e distribuição da grafita, elementos de liga presentes na composição, tipo de processo de fabricação e tratamentos térmicos são fatores que influenciam fortemente nas propriedades mecânicas e no comportamento termomecânico frente às aplicações. Dentro do interesse do trabalho, algumas aplicações práticas submetem os ferros fundidos cinzentos a ciclos de aquecimento (inclusive com austenitização do material) seguidos de resfriamentos bruscos, como ocorrem em sistemas de frenagem de grande porte aplicáveis a veículos

pesados. Tais ocorrências reduzem expressivamente as propriedades mecânicas de tais materiais e favorecem a nucleação e propagação de trincas, podendo incorrer em falhas catastróficas.

Neste cenário, o objetivo deste trabalho é investigar e quantificar quais são as influências de ciclos térmicos (envolvendo austenitização e resfriamentos abruptos) nas propriedades mecânicas convencionais e à fratura de ferros fundidos cinzentos hipoeutéticos ligados. Esse levantamento passa por ensaios mecânicos de tração, Charpy e tenacidade à fratura em corpos de prova C(T) elaborados de acordo com normas e requisitos disponíveis na literatura. Parte dos corpos de prova é submetida a um ciclo térmico simulado em laboratório de forma a comparar as propriedades mecânicas resultantes com aquelas obtidas do material em condições originais de fornecimento. Além dos ensaios mecânicos, análises metalográficas e fractográficas são realizadas para que sejam avaliadas as alterações microestruturais obtidas e melhor compreendidas as propriedades mecânicas reveladas pelos ensaios.

A título de estudo de caso frente aos objetivos indicados, foram selecionados (por disponibilidade e relevância tecnológica) dois ferros fundidos cinzentos na indústria automotiva que serão melhores caracterizados ao longo do texto. Tratam-se de materiais aplicados a discos de freio utilizados em veículos comerciais – caminhões e ônibus - acima de 8 toneladas de carga total com diferentes composições químicas que trabalham submetidos a ciclos térmicos severos. As temperaturas de operação na superfície de atrito de tais componentes podem ultrapassar 800°C e, em casos críticos, sofrer resfriamentos bruscos para temperaturas da ordem de 200°C ou menos (p. ex.: uma passagem em grandes poças d'água após uma descida de serra intensa). Assim, fragilização pela formação de fases frágeis e também pelo trincamento da matriz metálica dos materiais estudados podem representar grandes impactos na avaliação de integridade de estruturas em operação utilizando os conceitos da mecânica dos sólidos e mecânica da fratura. O objetivo central é promover um melhor entendimento do fenômeno, de seu efeito nas propriedades mecânicas e com isto melhor suportar projetos de engenharia e avaliações de integridade estrutural garantindo precisão e segurança aos usuários.

1.2 Organização da dissertação

Com a finalidade de oferecer uma visão geral da organização deste trabalho, segue abaixo uma descrição resumida dos capítulos que o compõem.

Na seção 2, é apresentada uma revisão da literatura envolvendo inicialmente ferros fundidos cinzentos, microestruturas típicas e suas transformações, propriedades mecânicas e respectivos ensaios úteis à sua caracterização convencional. Em seguida, é discutida brevemente a influência de elementos de liga nas microestruturas oriundas de ciclos térmicos. São então apresentadas as bases da mecânica da fratura elástica-linear (MFEL), incluindo os parâmetros G e K , fratura por clivagem e levantamento experimental de tenacidade à fratura (em termos de K_{Ic}) de acordo com normas da American Society for Testing and Materials (ASTM). Na sequência, são apresentadas as bases da mecânica da fratura elasto-plástica (MFEP), incluindo o parâmetro integral J e sua determinação experimental, além de resultados disponíveis na literatura sobre os efeitos de algumas variáveis sobre as propriedades mecânicas de ferros fundidos cinzentos. Por fim, há uma descrição sobre as temperaturas típicas de operação de componentes fabricados em ferro fundido cinzento, defeitos típicos e trincas em operação.

Na seção 3, são apresentados os materiais usados no estudo e os métodos de obtenção das propriedades mecânicas, micrografias e fractografias antes e depois do tratamento térmico. Além disso, são apresentados os projetos dos corpos de prova para ensaios Charpy, de Tração e de Mecânica da Fratura.

A seção 4 apresenta os resultados obtidos dos levantamentos em laboratório de forma crítico-comparativa, incluindo as propriedades dos materiais, influência do tratamento térmico e alteração da microestrutura por conta deste. Ao final, os resultados de fratura são descritos por meio de distribuições de Weibull para a caracterização da dispersão estatística e comparabilidade de valores médios e característicos.

A seção 5 possui as principais conclusões obtidas no desenvolvimento deste trabalho e na seção 6 são apresentadas propostas consideradas relevantes para trabalhos futuros.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Ferros Fundidos Cinzentos

2.1.1 Definições e microestruturas típicas

Ferros fundidos cinzentos representam uma ampla classe de ligas ferrosas caracterizadas por uma microestrutura composta por veios de grafita presentes na sua matriz que usualmente é composta por perlita e/ou ferrita. Essencialmente, são ligas compostas por Ferro (Fe), Carbono (C) e Silício (Si), mas que também possuem pequenas quantidades de outros elementos de liga em sua composição.

Hanna (2011) explica que a grafita é precipitada durante o processo de resfriamento, sendo que após a nucleação (a ser explicada posteriormente e sendo que cada núcleo corresponde ao ponto de ligação entre os veios de grafita) estes crescem e formam uma distribuição interconectada e irregular cuja matriz vai preenchendo as cavidades que se formam entre os veios de grafita enquanto evolui a solidificação.

O tamanho e distribuição da grafita podem ser controlados a partir da composição química, porcentagem em peso de carbono e taxa de resfriamento durante o processo de fundição, segundo Hanna (2011). Ainda, a quantificação do denominado carbono equivalente permite considerar os efeitos dos demais elementos de liga sobre o diagrama de fases e as microestruturas, sendo que maiores detalhes podem ser encontrados em Guesser (2009). Elevado carbono equivalente, em combinação com uma baixa taxa de resfriamento (que favorece uma reação eutetoide estável) proporcionam veios de grafita mais largos que privilegiam propriedades como alta condutividade térmica e bom amortecimento. Por outro lado, para melhores propriedades mecânicas, o mais importante é produzir veios de grafita menores e mais refinados como citado em Guesser (2009), o que é conseguido com maiores taxas de resfriamento e conseqüentemente um maior número de núcleos e células eutélicas no processo de solidificação.

O tamanho dos veios de grafita no ferro fundido cinzento é um fator importante para o aprimoramento das propriedades dos componentes de acordo com a Figura 01(a) apresentada por Hanna (2011). Fica evidente a expressiva redução de propriedades mecânicas (no caso limite de resistência à tração) como resultado de veios de grafita de maior dimensão, já que os mesmos se assemelham a defeitos tipo-trinca, acarretando concentração de tensões na matriz.

Em geral, os ferros fundidos cinzentos apresentam elevada condutividade térmica sendo muito úteis em aplicações submetidas a carregamentos térmicos severos (e também fadiga térmica) como blocos de motores e componentes de sistemas de freio (discos e tambores). Na Figura 01(b) e na Tabela 01, a título de exemplo, pode-se comparar a condutividade térmica do ferro fundido cinzento com a do ferro fundido nodular. Na Tabela 01 resultados de limite de resistência são também incluídos para fins comparativos e a observação desta tabela e da figura está de acordo com os argumentos anteriores já que quanto maior a fração volumétrica das grafitas (o que incorre em menor resistência mecânica), maior a condutividade térmica esperada (GUESSER, 2009). Nota-se ainda que este incremento de condutividade é ainda maior para o ferro fundido cinzento se comparado ao nodular.

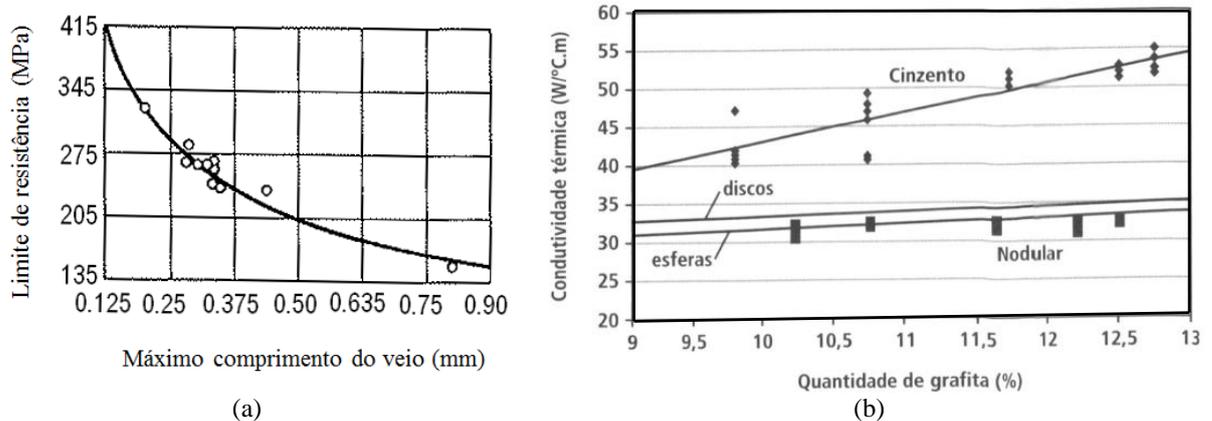


Figura 01: (a) Influência do tamanho do veio de grafita no limite de resistência de ferro fundido cinzento. (b) Comparativo do efeito da quantidade de grafita (porcentagem em volume) na condutividade térmica (à temperatura ambiente) entre ferro fundido cinzento e nodular.

Fonte: (a) Adaptado de Hanna (2011), p. 7; (b) Guesser (2009), p. 154

Tabela 01: Exemplo de condutividade térmica entre diferentes tipos de ferro fundido.

Tipo de Ferro Fundido	Limite de resistência	Condutividade Térmica a 100°C
	[MPa]	[W/m.K]
Cinzento	150	65,6
	300	47,7
	400	45,3
Nodular	400	38,5
	600	32,9

Fonte: Adaptado de Colpaert (2008), p. 566

Há diversos tipos de ferros fundidos disponíveis, tais como o cinzento, branco, maleável, nodular, mesclado e coquilhado, vermicular ou com grafita compacta. Esta classificação é baseada na forma da grafita e, de acordo com as suas características, cada um

apresenta algumas propriedades mais relevantes que outras sendo mais apropriado para cada aplicação (COLPAERT, 2008; GUESSER, 2009).

Segundo Colpaert (2008), nos ferros fundidos brancos não há formação de grafita, prevalecendo o equilíbrio metaestável com a cementita durante a solidificação e processamento sendo esta formação microestrutural ligada à rápida taxa de solidificação e da composição química que promove tal formação de carbonetos. Quanto às propriedades, este tipo de ferro fundido apresenta baixa ductilidade, alta dureza e ótima resistência ao desgaste. Já os ferros fundidos maleáveis são formados a partir do recozimento do ferro fundido branco e apresentam combinação de boa ductilidade e boa resistência mecânica. Historicamente, antes da descoberta do nodular, o ferro fundido maleável era o único tipo de classe de ferro fundido que apresentava ductilidade apreciável, segundo Guessser (2009).

Ainda Ihm (2009) explica que os ferros fundidos nodulares ou também chamados esferoidais formam grafita esférica durante a solidificação sendo esta formação microestrutural ligada à baixa taxa de solidificação e ao magnésio ou cério presentes na composição química que permitem esta configuração. São materiais comparativamente melhores em ductilidade e resistência se comparados aos outros ferros fundidos. Por outro lado, os ferros fundidos cinzentos formam veios de grafita durante a solidificação como decorrência da baixa taxa de resfriamento e ao silício presente na composição química típica; possuem baixa ductilidade e moderada resistência, mas alta condutividade térmica e boas propriedades de amortecimento.

Finalmente, Ihm (2009) explica que os ferros fundidos compactados formam grafita com o formato entre os veios do cinzento e as esferas do nodular tendo propriedades intermediárias entre o nodular e o cinzento. Essa forma de grafita requer controles muito rígidos de nodularização da liga. Informações complementares podem ser encontradas em Guessser (2009) e mas que não serão abordadas no trabalho.

Além da classificação pelo comportamento mecânico e tipo de fratura, os ferros fundidos são tipificados pela microestrutura da matriz de acordo com o tipo, tamanho e distribuição da grafita aí presente. Essas grafitas podem, em geral, ser classificadas de acordo com normas internacionais. Duas delas são a ISO 945 (2008) e a ASTM A247 (2010), as quais classificam a grafita de forma visual por forma, distribuição e tamanho. Existe grande similaridade entre as duas normas, mas adotando-se a ISO 945 (2008), as classificações são designações com base nas Figuras de 02 a 06 abaixo.

Classificação por forma: Números romanos de I até VI de acordo com a Figura 02.

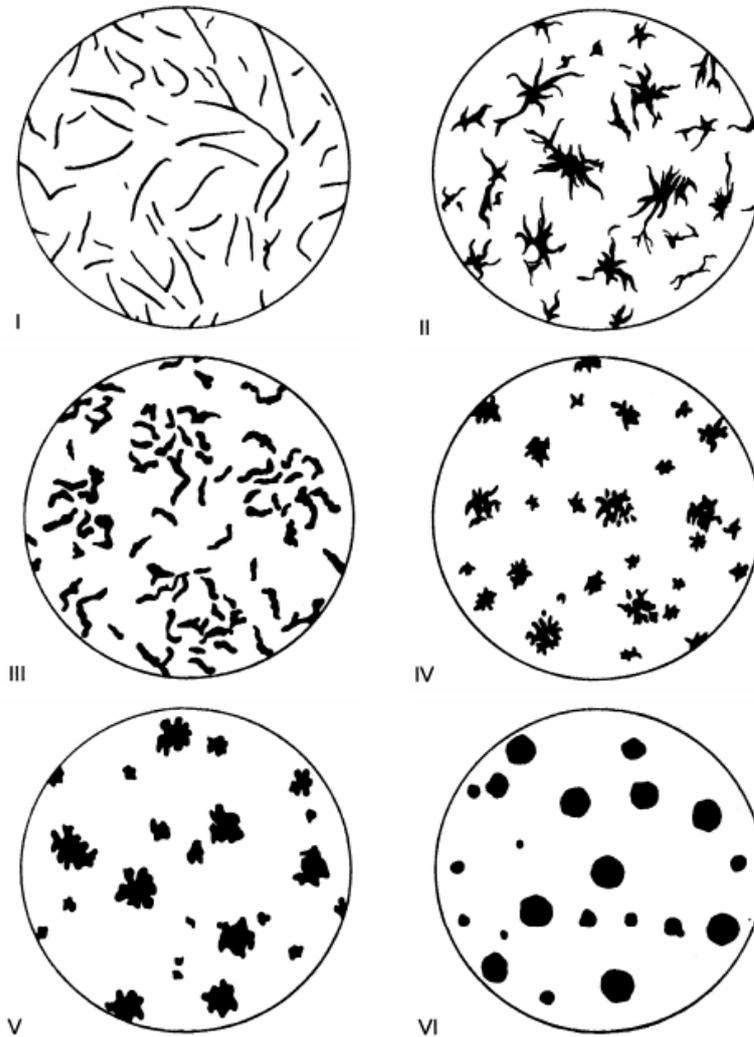


Figura 02: Classificação da grafita quanto à forma com magnitude x100.
Fonte: ISO 945 (2008), p. 2

Classificação por distribuição: Letras maiúsculas de A até E de acordo com a Figura 03.

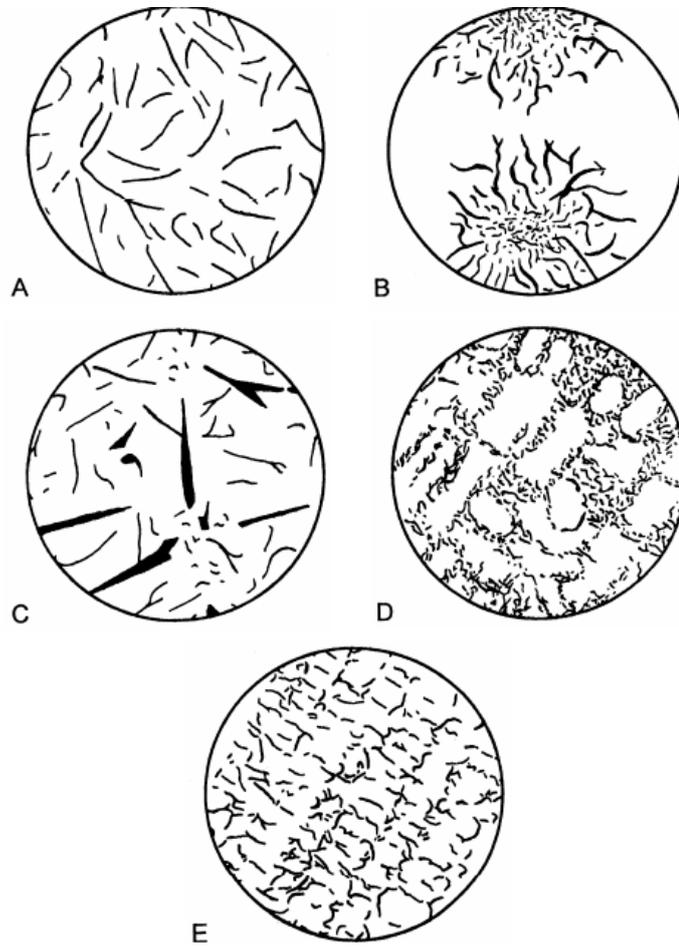


Figura 03: Imagens de referência para distribuição de grafita (forma I) com magnitude x100.
Fonte: ISO 945 (2008), p. 3

Classificação por tamanho: Números arábicos de 1 até 8 de acordo com as Figuras 04 a 06 dependendo da forma da grafita identificada.

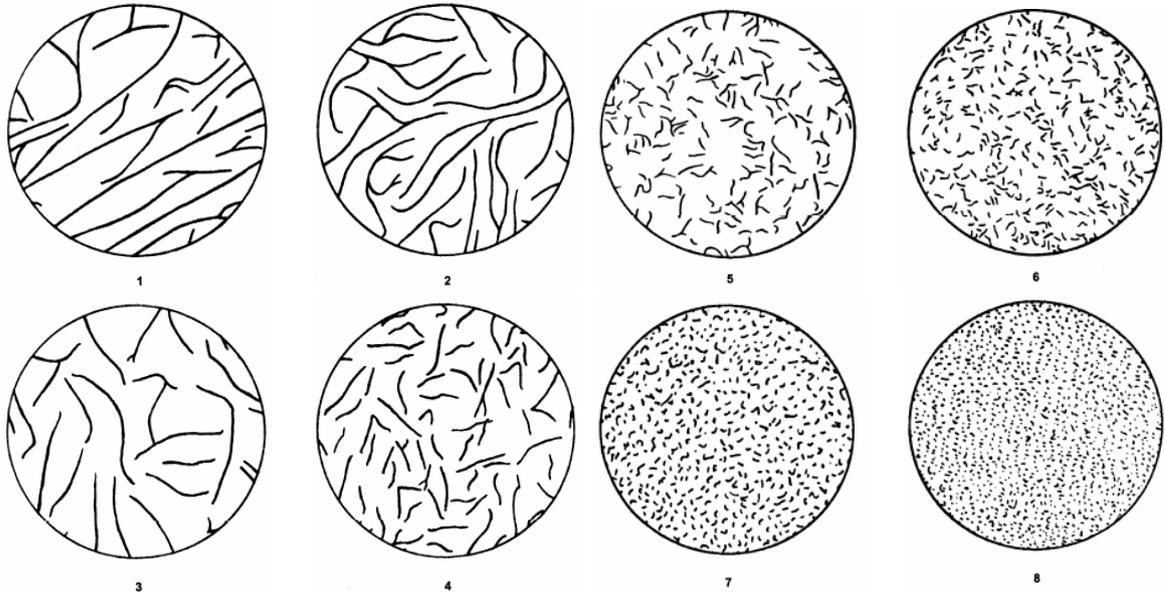


Figura 04: Imagens de referência para tamanho de grafita de 1 a 8 (forma I) com magnitude x100.
Fonte: ISO 945 (2008), p. 4 e 5

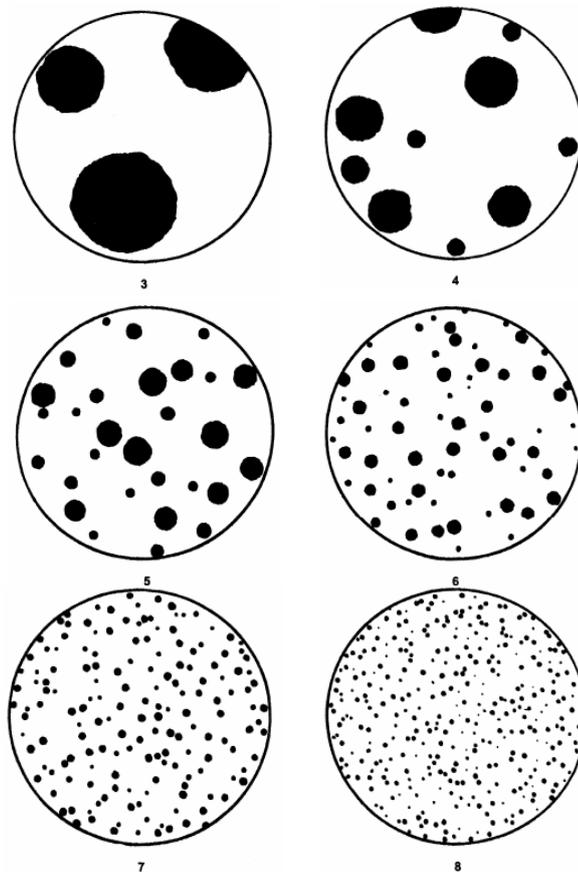


Figura 05: Imagens de referência para tamanho de grafita de 3 a 6 (forma IV a VI) e de 7 e 8 (forma IV a VI) com magnitude x100.
Fonte: ISO 945 (2008), p. 6 e 7

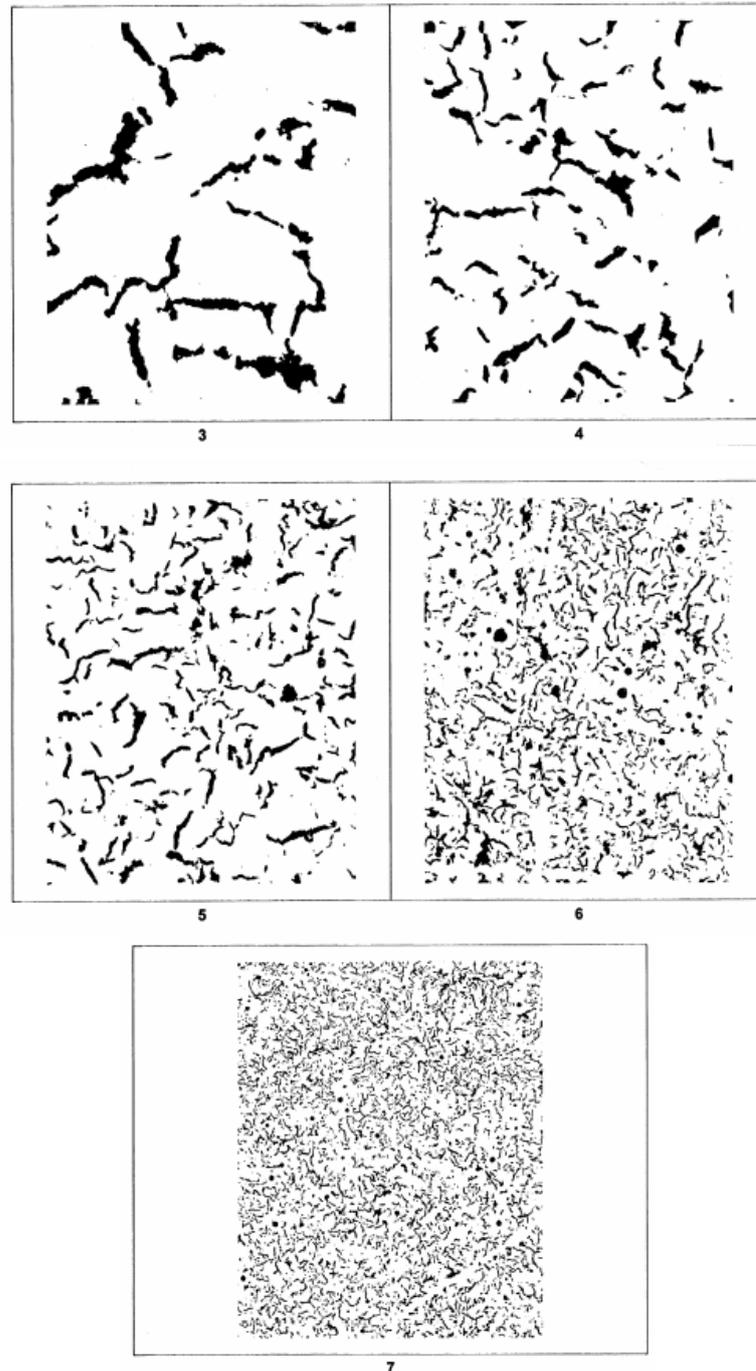


Figura 06: Imagens de referência para tamanho de grafita de 3 a 7 (forma III) com magnitude x100.
 Fonte: ISO 945 (2008), p. 8 e 9

Segundo a norma ISO 945 (2008), os tamanhos 1 e 2 não são aplicados para grafitas com formato de III a VI. Como observação comparativa entre as normas ISO 945 (2008) e ASTM A247 (2010), a norma ASTM designa a forma da grafita na forma inversa à norma ISO, dessa forma, é necessário especificar o método de teste usado para classificação. A Tabela 02 apresenta um breve sumário comparativo entre os dois procedimentos para suporte às atividades experimentais e discussões futuras deste trabalho.

Tabela 02: Correlação entre normas ISO 945 (2008) e ASTM A247 (2010) para classificação de grafita quanto à forma.

Norma	ISO-945 (2008)	ASTM A247 (2010)	Nota
Forma	Equivalência		
	I	VII	- ISO-945 (2008): Grafita lamelar - cinzento - ASTM A247 (2010): FoFo Cinzento
	II	V	- ISO-945 (2008): Grafita caranguejo - Segundo norma, este tipo nunca é encontrado sozinho nos ferros fundidos - ASTM A247 (2010): Sem correlação
	III	IV	- ISO-945 (2008): Grafita vermicular ou grafita compactada - ASTM A247 (2010): FoFo vermicular (predominante)
	IV	III	- ISO-945 (2008): FoFo grafitizado - FoFo maleável preto - ASTM A247 (2010): FoFo maleável de núcleo preto
	V	I-II ou IV-VI	- ISO-945 (2008): Levemente esferas irregulares ou partículas de grafita nodular - esferoidal ou nodular - ASTM A247 (2010): FoFo Nodular
	VI		- ISO-945 (2008): Esferoidal ou partículas de grafita nodular - esferoidal ou nodular - ASTM A247 (2010): FoFo Nodular

Fonte: Autor

Pela comparação realizada pelo autor, a distribuição e o tamanho seguem, em linhas gerais, a mesma classificação, independente da norma consultada. Para distribuição, há uma ressalva na norma ASTM A247 (2010) de que não é mandatório classificar os ferros fundidos nodulares e maleáveis quanto à distribuição da grafita. Ainda na mesma referência, há outra ressalva para classificação quanto ao tamanho de que há dois padrões específicos para ferros fundidos cinzentos e nodulares, o que não existe na ISO 945 (2008).

De acordo com Colpaert (2008), a caracterização da morfologia apresentada anteriormente afeta de forma decisiva o comportamento mecânico e térmico dos ferros fundidos. Ainda na mesma referência que se vale da norma ASTM A247 (2010), a grafita do tipo A nos ferros fundidos cinzentos, apresentando distribuição aleatória de veios e com tamanho uniforme é em geral ligada às melhores combinações entre propriedades mecânicas, térmicas e de resistência ao desgaste.

Seguindo pelas outras morfologias de grafita, Colpaert (2008) ainda explica que a grafita do tipo B é tipicamente formada por um resfriamento rápido e é de usual formação em

peças mais finas; já, a grafita do tipo C pode comprometer a resistência mecânica, resistência ao impacto e originar defeitos nas superfícies usinadas, mas favorece a condutividade térmica. Para os tipos D e E, por serem grafitas finas, o que favoreceria a resistência mecânica, esta compromete a formação de perlita durante a solidificação; todavia, resulta em acabamento superficial melhor.

A formação e crescimento destas grafitas podem ser influenciados por práticas de fundição como resfriamento local e tipo da microestrutura original. De acordo com essas características como forma, tamanho, tipo, quantidade, distribuição, podem ser obtidos comportamentos mecânicos distintos. Além disso, de acordo com o ASM HANDBOOK vol. 9 (1985), conforme o tipo ou forma da grafita, esta pode favorecer a usinabilidade e propriedades de amortecimento, pode também reduzir a resistência de forma significativa do ferro fundido devido à forma, distribuição e tamanho dentro da microestrutura.

No caso dos ferros fundidos cinzentos, Colpaert (2008) afirma ainda que como resultado das características da grafita, as transformações de fase em que ocorre formação desta apresentam significativa variação volumétrica resultando em expansão em algumas etapas da solidificação. Esta ocorrência é de relevância ao trabalho já que pode acarretar tensões residuais na matriz metálica.

Além da discussão já apresentada acima especificamente sobre as grafitas formadas durante a solidificação, deve-se comentar também sobre as microestruturas típicas presentes nos ferros fundidos. Segundo o ASM HANDBOOK vol. 9 (1985), as microestruturas e constituintes típicos presentes em ligas de ferro fundido e seus respectivos efeitos nas propriedades mecânicas são:

- a) Austenita (γ -Fe), com estrutura cristalina Cúbica de Face Centrada (CFC): primeira fase a se formar no resfriamento a partir do fundido, sendo uma fase de baixa dureza que posteriormente transforma-se em outras; este seria o ponto de partida para vários tratamentos térmicos. É apenas vista em algumas ligas. Resulta em uma microestrutura com baixa dureza e dúctil, com baixa resistência mecânica.
- b) Ferrita (α -Fe), com estrutura cristalina Cúbica de Corpo Centrado (CCC): trata-se de ferro com elementos de liga em solução sólida e baixo teor de carbono, resultando em boa ductilidade, baixa resistência e baixa dureza. Apresenta boa usinabilidade, boa resistência a choques térmicos e alta capacidade de amortecimento.

- c) Cementita (Fe_3C): fase intermetálica de carbonetos de ferro que ocorre quando a solubilidade do carbono no ferro é excedida. É dura e frágil, apresenta boa resistência ao desgaste, mas se mostra prejudicial para usinagem.
- d) Perlita: caracterizado pelas elevadas resistência e dureza, é um constituinte formado por duas fases lamelares alternadas de ferrita e cementita, sendo o produto de uma transformação eutetóide. Favorece a resistência mecânica sem fragilizar o material de maneira relevante por apresentar uma matriz dúctil (ferrita) e um reforço ligado de alta dureza (cementita) embora não seja um constituinte que apresente elevada tenacidade à fratura; tem boa usinabilidade; é mais indicada para aplicações que requeiram alto módulo de elasticidade combinado à elevada resistência ao desgaste. A porcentagem deste constituinte está ligada aos elementos de liga, à velocidade de resfriamento e ao tipo de grafita (GUESSER, 2009).
- e) Martensita: estrutura cristalina Tetragonal de Corpo Centrado (CCT): microestrutura produzida a partir do resfriamento rápido de uma liga de ferro-carbono já aquecida previamente a partir da temperatura de austenização até uma temperatura relativamente baixa (próximo à temperatura ambiente) não permitindo que ocorra difusão expressiva de carbono. Segundo Porter et al. (2009), por não envolver difusão, ela ocorre quase instantaneamente, ou seja, os grãos de martensita se formam e crescem a uma taxa muito rápida, sendo possível afirmar ser uma transformação independente do tempo, sendo apenas representada no diagrama de transformação isotérmica.

Também, Colpaert (2008) salienta alguns aspectos importantes para essa transformação como a composição química ser a mesma da matriz que a originou, ou seja, mesma da austenita; como já citado, é uma transformação “atérmica” em que a quantidade de austenita transformada depende da temperatura atingida e não depende do tempo em que o material é mantido na temperatura. Finalmente, em função da variação volumétrica ligada à transformação de fase martensítica, a transformação ocorre com um nível elevado de tensões residuais a ser discutido em mais detalhe a seguir.

No momento da transformação de austenita para martensita, há o surgimento de tensões residuais, pois, a austenita resfriada que está contraindo, precisa se expandir para formar a martensita cujo fator de empacotamento é menor (Tetragonal de Corpo Centrado - 0,68 contra Cúbica de Face Centrada - 0,74);

esse comportamento é mais evidente em ligas com percentuais de carbono maiores que 0,5%. Junto com esse fato, há grafitas que favorecem a formação de trincas e comprometem a resistência mecânica, como será de grande interesse ao trabalho. A martensita é muito dura pelo teor de carbono e apresenta comportamento frágil. Callister (2007) explica que em microestruturas martensíticas, essas propriedades teriam mais relação com a presença intersticial do carbono, que dificulta a movimentação das discordâncias e do pequeno número de planos de escorregamento presente na estrutura tipo CCT, do que com a microestrutura pela restrição à movimentação das discordâncias na rede cristalina.

- f) **Esteadita:** microestrutura eutética ternária composta por ferro, carbono e fósforo sendo frágil e dura. Formada no final do processo de fundição nos contornos de grão; por ser a última microestrutura a se formar, gera microporosidades internas na matriz. Ajuda na fluidez durante a fundição, aumenta dureza e resistência ao desgaste, mas apresenta fragilidade em estado sólido reduzindo as propriedades à fadiga. Algumas vezes confundida com a ledeburita.
- g) **Ledeburita:** constituinte eutético composto por cementita e austenita, transformando-se em cementita e perlita quando resfriada. Apresenta alta dureza, resistência ao desgaste e muito baixa usinabilidade.
- h) **Bainita:** apresenta microestrutura mais fina que a perlita e por isso, apresenta maiores resistência e dureza; além disso, apresenta desejável combinação entre resistência mecânica e ductilidade.

A Figura 07 apresenta a evolução esquemática da transformação microestrutural do ferro fundido cinzento eutético (% em peso de carbono presente nas ligas é 4,3%, aproximadamente) a partir da liga fundida. Inicialmente, ocorre a nucleação e crescimento da austenita a partir da fase líquida com formação de grafita do tipo lamelar. Em seguida, deve ocorrer um superesfriamento (abaixo da temperatura eutética) para iniciar a nucleação de ferrita e formação de cementita, ou seja, no eutético; para continuidade da solidificação, a temperatura deve ser mantida constante. Ao final, a temperatura é reduzida até o equilíbrio com o ambiente.

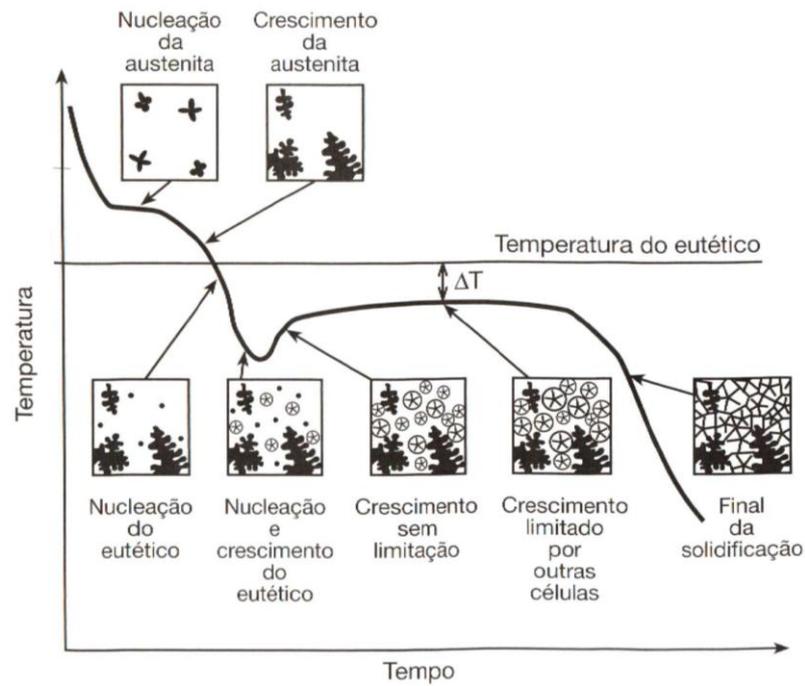


Figura 07: Curva de evolução térmica e microestruturas no ferro fundido cinzento.
 Fonte: Colpaert (2008), p 567

A Figura 08 a seguir apresenta o diagrama de equilíbrio Fe-C, para que possam ser identificadas as temperaturas de transformação e as fases idealmente presentes para cada combinação de temperatura e composição química (em termos de % em peso de C).

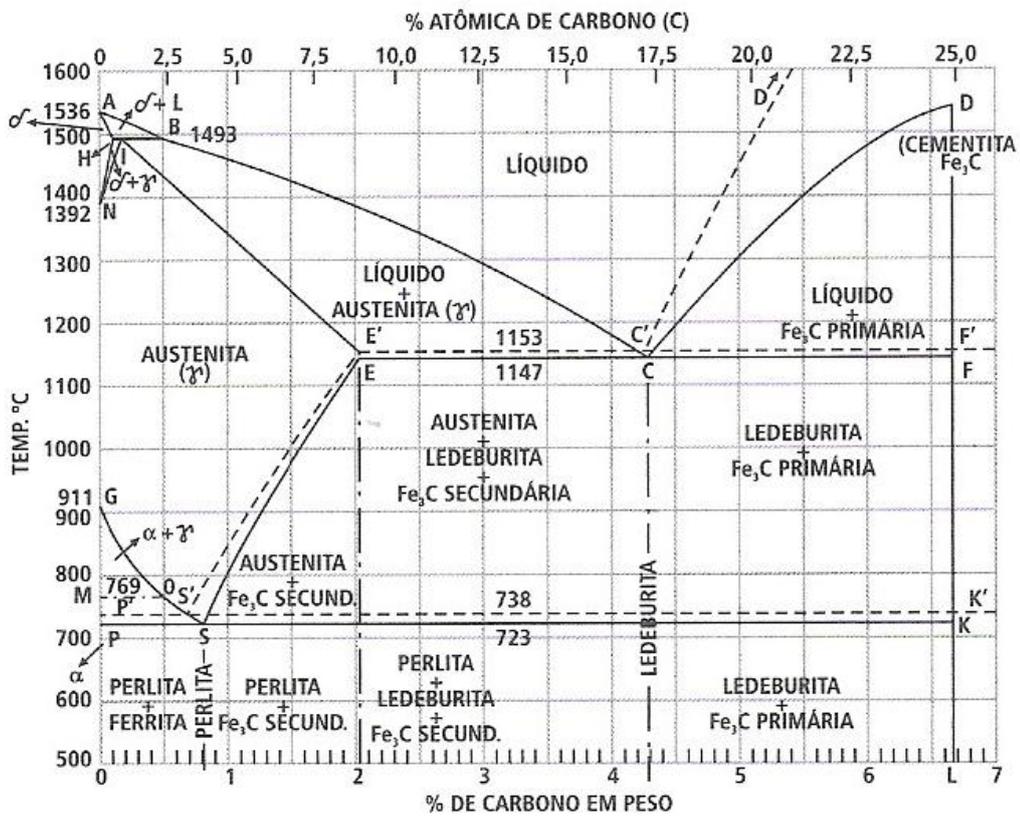


Figura 08: Diagrama de fases do sistema Fe-C.
 Fonte: Guesser (2009), p 9

Entretanto, o interesse central do presente trabalho é a investigação de propriedades mecânicas resultantes de ferros fundidos cinzentos hipoeutéticos ligados, submetidos a ciclos térmicos em operação. Assim, um estudo mais detalhado das transformações microestruturais nestes materiais é de fundamental importância, como feito na sequência.

2.1.2 Tratamentos térmicos de ferros fundidos cinzentos

Todas as transformações microestruturais de interesse ao trabalho se iniciam pelo aquecimento dos ferros fundidos ao campo austenítico do diagrama de equilíbrio Fe-C, como já comentado e como ilustra esquematicamente a Figura 09, segundo Callister (2007). Na mesma figura, linha contínua significa transformação com difusão de carbono enquanto linha tracejada não envolve difusão de carbono. Uma vez no campo austenítico, a microestrutura final resultante depende diretamente da taxa de resfriamento imposta ao material, mas não somente desta. Como ressalva, esta figura idealmente descreve as transformações idealmente que ocorrem nos aços, mas ela também se mostra aplicável ao entendimento de algumas transformações de microestrutura presentes nos ferros fundidos; por este motivo e pela escassez de literatura específica neste ponto, ela foi utilizada apenas para ilustração e discussão.

Ihm (2009) afirma também que os diagramas de transformação austenítica são usados para prever as microestruturas que se formarão a partir da austenita, dependendo do tempo, da temperatura e da taxa de resfriamento. O entendimento de tais fenômenos é de grande relevância, já que é esse processo que define a formação das outras microestruturas, incluindo porcentagem de cada uma, morfologia, tamanho dos constituintes e propriedades mecânicas obtidas como produto final do tratamento térmico.

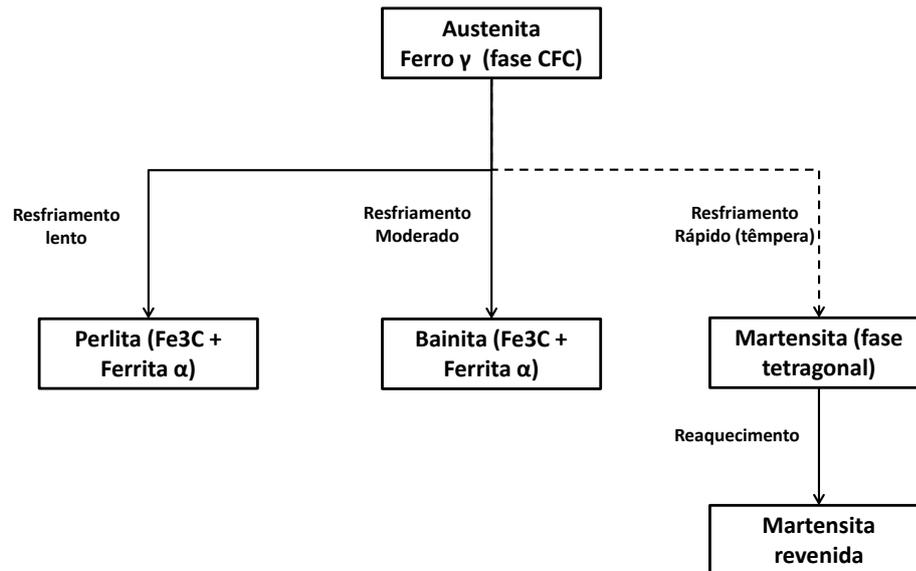


Figura 09: Diagrama das possíveis transformações a partir da austenita.
 Fonte: Adaptado de Callister (2007), p 347

A formação de ferrita, cementita e perlita ocorre a partir da decomposição da austenita por processos de nucleação e crescimento por difusão.

Como nucleação, explica Colpaert (2008), entende-se o aparecimento de um núcleo da nova fase no interior de uma fase pré-existente, sendo que a teoria clássica aplicada à transformação de fases mostra que a formação de um núcleo de nova fase não pode ocorrer exatamente nas condições de equilíbrio entre as duas fases, pois a criação de um novo núcleo envolve a utilização de energia na formação de uma interface entre a fase existente (matriz) e a nova (núcleo) e, no equilíbrio, não há liberação de energia quando uma fase se transforma em outra sendo ao final, o balanço geral de energia contrário à transformação.

De acordo com o afastamento da condição de equilíbrio, há um ganho de energia ligado à transformação da fase menos estável para a fase estável e parte desta energia pode ser usada para criar a interface entre a matriz e o núcleo. Como o ganho de energia depende do volume transformado e a energia entre fases depende da área de interface (a qual demanda energia), ambos dependem do tamanho do núcleo como mostrado na Figura 10 a seguir.

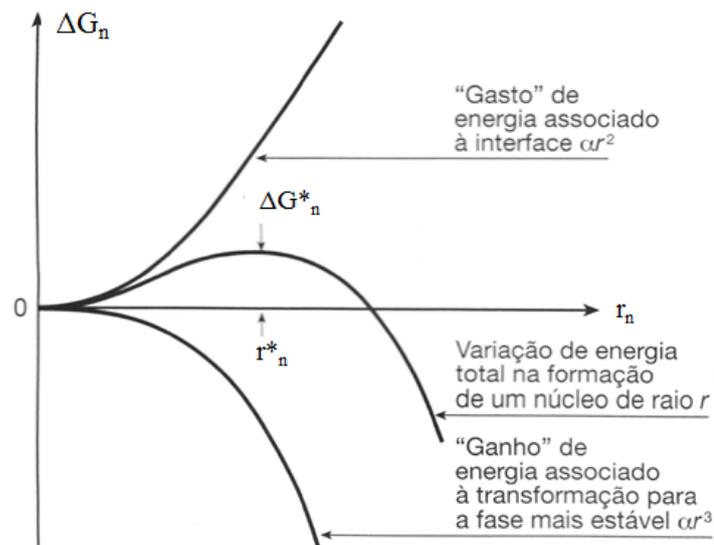


Figura 10: Diagrama de energia livre associado à nucleação homogênea de esferas
 Fonte: Adaptado de Colpaert (2008) e Porter et. al. (2009), p 191

Sendo que na mesma figura, r_n é o raio do núcleo e r_n^* é o raio crítico; já ΔG_n é a variação de energia e ΔG_n^* é a variação de energia para raio crítico. Como pode ser visto, a energia de interface varia com r^2 , enquanto o “ganho” de energia proveniente da transformação com r^3 . Assim, para um determinado sub-resfriamento, existe um raio crítico (r_n^*) associado com um máximo de energia livre. Se o raio do núcleo formado for menor que o raio crítico, o sistema pode diminuir sua própria energia através da dissolução do sólido, enquanto que quando este raio é maior que o raio crítico, a energia livre do sistema diminui se o sólido crescer. Núcleos que atinjam essa dimensão podem reduzir sua energia continuando a crescer e, por isso, são viáveis. Já os núcleos que não atinjam esta dimensão crítica (r_n^*) reduzem sua energia, diminuindo de tamanho até desaparecer.

Também segundo Colpaert (2008), a diferença de energia entre as fases aumenta com o abaixamento da temperatura e, dessa forma, o tamanho do núcleo crítico diminui o que favorece a nucleação. Todavia, a mobilidade atômica diminui sob tais condições, o que dificulta a nucleação. Ao final, é esperado que a taxa de nucleação atinja um máximo de acordo com a combinação desses dois fatores inversamente relacionados. Essa análise pode ser esquematizada como na Figura 11 e pode ser de interesse para se compreender a dinâmica de formação das estruturas dos ferros fundidos.

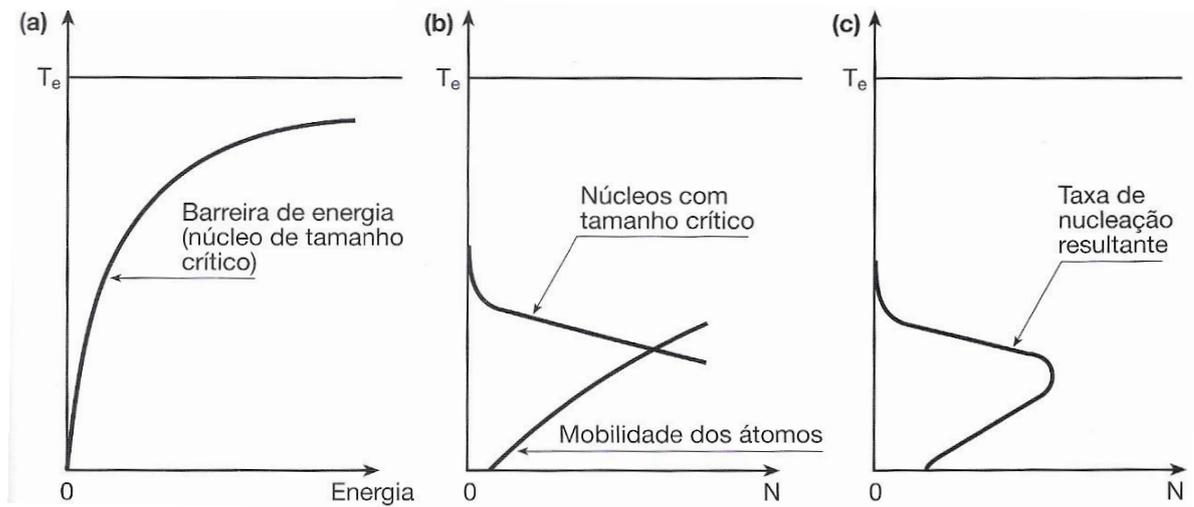


Figura 11: (a) Barreira de energia vs. Temperatura de equilíbrio (T_e); (b) Crescimento do núcleo crítico vs. mobilidade dos átomos; (c) Taxa de nucleação resultante
 Fonte: Colpaert (2008), p 183

Fazendo análise dos diagramas presentes na Figura 11, em “a”, supondo que a matriz e a fase a precipitar estejam em equilíbrio (T_e), a barreira de energia de formação de um núcleo crítico diminui com o resfriamento abaixo de T_e . Já em “b”, como o tamanho deste núcleo e a barreira de energia para nucleação diminuem, é mais fácil ter núcleos com tamanho crítico; todavia, para ter um núcleo ativo, é necessário ter mobilidade atômica para passar do tamanho crítico o que diminui com o resfriamento e finalmente, em “c”, o resultado é a taxa de nucleação resultante passando por um máximo.

À luz de tais conceitos brevemente apresentados, Porter et. al. (2009) explica que o primeiro estágio na formação da perlita é a nucleação da cementita ou da ferrita (α) a partir da austenita no contorno de grão. Para um melhor entendimento, ele traz a Figura 12 que apresenta as principais etapas da formação da microestrutura em discussão, com ênfase na perlita. Porter et. al. (2009) explica que na etapa (1), a cementita (Fe_3C) nucleia a partir de um contorno de grão com interface coerente e orientada com γ_1 e incoerente com γ_2 . Já na etapa (2), ocorre a nucleação da ferrita (α) adjacente à cementita com interface coerente e orientada com γ_1 . Na etapa (3), o processo de nucleação se repete lateral e longitudinalmente, enquanto as interfaces incoerentes crescem em γ_2 ; finalmente, na etapa (4), novas placas de cementita e ferrita se ramificam pelo mesmo processo.

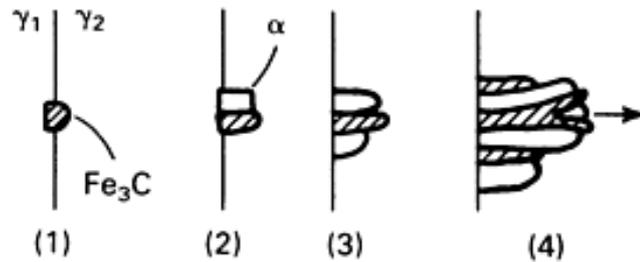


Figura 12: Ilustração de nucleação e crescimento da perlita
 Fonte: ASM HANDBOOK, vol. 9, (1985), p 1423

Durante este processo, Porter et. al. (2009) cita que a austenita ao redor perde carbono para o núcleo formado, aumentando a força motriz para precipitar ferrita. Segundo explica Colpaert (2008), na prática, as heterogeneidades da estrutura (contornos de grão, regiões mais deformadas, interfaces de inclusões não metálicas) desempenham um papel importante como iniciadores de nucleação associando a esses locais uma vantagem energética comparando-se com regiões sem defeitos/ heterogeneidades no material. Essas regiões têm maior energia, logo, sua eliminação através da substituição por uma nova fase ou interface entre elas, dará uma contribuição mais favorável do ponto de vista energético ao sistema.

Como já comentado, a maior parte das transformações que ocorrem na decomposição da austenita em outras microestruturas nos ferros fundidos exige que ocorra a redistribuição do soluto entre a austenita e as novas fases formadas através da difusão do carbono. Dentre os fatores dos quais depende o nível de difusão, Colpaert (2008) cita temperatura e concentração química (expressa em gradiente de concentração), sendo que a difusão é acelerada com o aumento da temperatura e pela diferença de concentração de carbono entre a austenita e a fase formada, parâmetros que podem ser relacionados através da Segunda Lei de Fick (1885) cujo fluxo de difusão e o gradiente de concentração em um ponto no sólido variam com o tempo (PORTER et. al., 2009). Na Equação (1), encontra-se a equação diferencial parcial simplificada para coeficiente de difusão independente da composição:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad (1)$$

Já na Equação (2), encontra-se a equação que indica qual é a influência da temperatura sobre os coeficientes e taxas de difusão:

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q_d}{RT}\right) \quad (2)$$

Em resumo, ao se iniciar a fase de resfriamento, ocorre a decomposição da austenita em outras fases através da nucleação e crescimento por difusão onde a nucleação se dá pela formação de uma interface, utilizando-se energia, entre a fase existente e a nova fase (núcleo); já difusão se dá a partir da redistribuição dos solutos entre a austenita e as outras microestruturas formadas sendo, dependente diretamente da temperatura e da concentração do carbono. Todas as transformações que envolvem formação de ferrita e cementita são, portanto, guiadas pela difusão e impactadas por diferentes taxas de resfriamento. Contrariamente, e como já comentado, a transformação martensítica independe da difusão e só é afetada pela velocidade de resfriamento imposta após a austenitização.

Então, dentre os fatores relevantes para obter a(s) fase(s) desejada(s) destacam-se temperatura final a ser atingida no resfriamento, velocidade de resfriamento, tempo em exposição na temperatura final (reação isotérmica); com esses fatores, é possível definir a taxa de transformação da austenita. Esta taxa é influenciada inversamente pela temperatura final a ser atingida no resfriamento, ou seja, quanto menor a temperatura mais rápida será a taxa de transformação ou menor o tempo para atingir a porcentagem desejada da fase, segundo afirma o ASM HANDBOOK, vol. 9 (1985) e Colpaert (2008). A Figura 13 ilustra um diagrama de transformação isotérmica (Curva TTT) para uma liga Fe-C eutetóide junto com as microestruturas antes, durante e depois da transformação da austenita em perlita de forma a ilustrar comparativamente o processo similar que ocorre em ferros fundidos cinzentos.

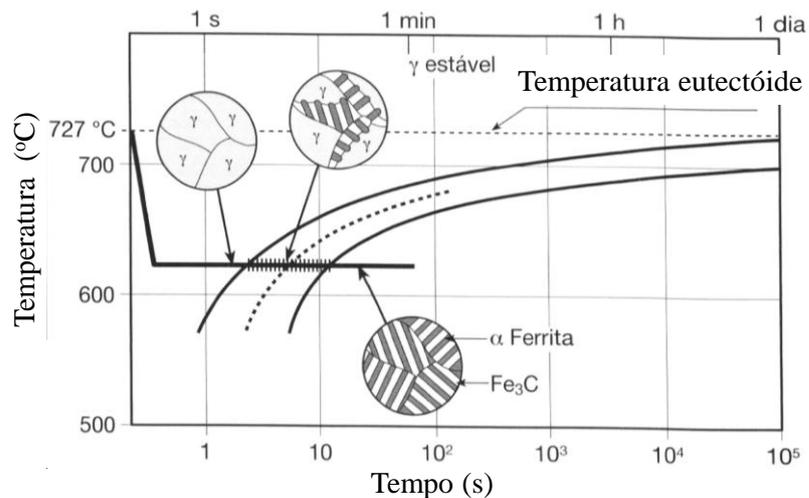


Figura 13: Diagrama esquemático para liga Fe-C eutetóide para transformação de perlita.
Fonte: Adaptado de Colpaert (2008), p 186

Adicionalmente, na Figura 14 pode ser vista uma relação esquemática entre a taxa de transformação isotérmica e o diagrama Tempo-Temperatura-Transformação. O importante na figura é a ilustração dos pontos de início e final da transformação, os quais representam 0% e 100% de evolução da transformação, respectivamente.

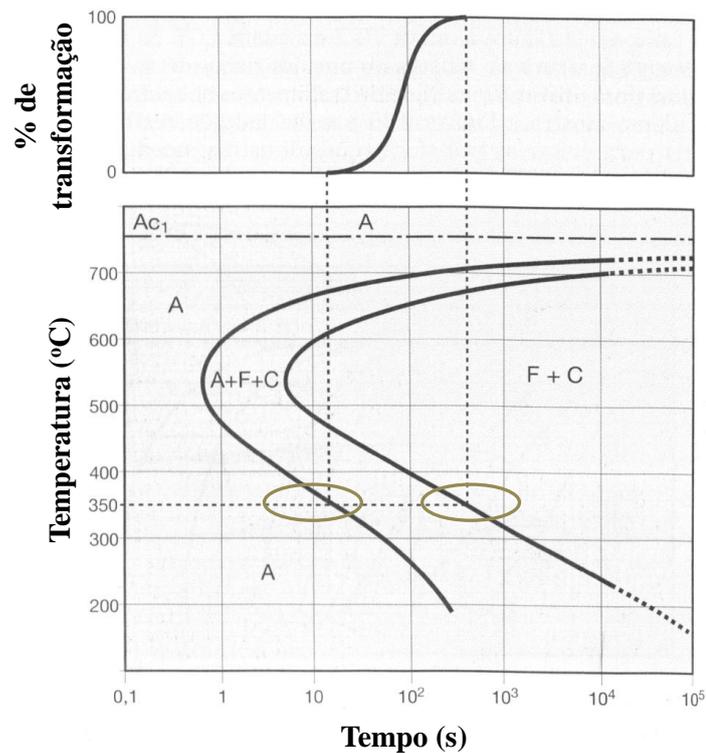


Figura 14: Relação esquemática entre a curva de taxa de transformação e diagrama TTT. A, F e C significam austenita, ferrita e cementita respectivamente e Ac_1 significa temperatura de aquecimento crítica.
Fonte: Adaptado de Colpaert (2008), p 205

Além da perlita, durante o processo de resfriamento da austenita, há possibilidade de formação de outro constituinte chamado de bainita. O ASM HANDBOOK vol. 9 (1985), entre outras referências, afirma que esta transformação é uma extensão da transformação de perlita ocorrendo em um patamar mais baixo de temperatura localizado entre as transformações perlítica e martensítica. Por esse fato de sobreposição das transformações, a bainítica e a perlítica são concorrentes entre si sendo que se uma dada fase já transformou, para que seja possível realizar a transformação na outra é necessário que exista um reaquecimento para formar austenita novamente como explica Colpaert (2008). A Figura 15 ilustra tal ocorrência competitiva.

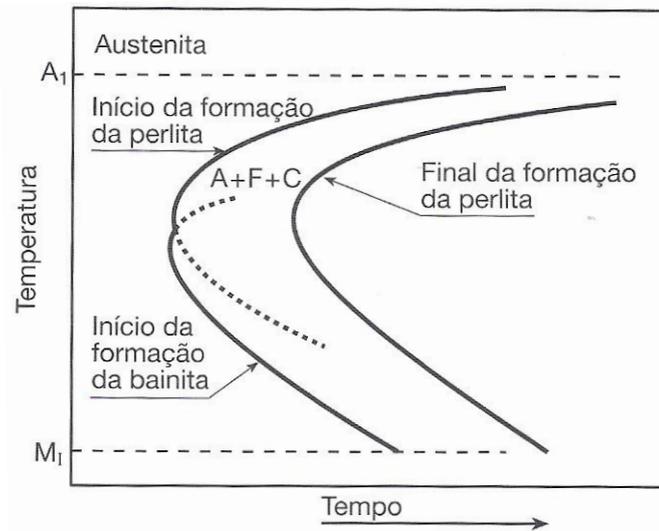


Figura 15: Diagrama TTT esquemático de transformação bainítica e perlítica. A, F e C significam austenita, ferrita e cementita respectivamente e A1 significa temperatura de austenitização e M1 significa início da transformação martensítica (esquemático).
Fonte: Adaptado de Colpaert (2008), p 197

As principais características mecânicas e físicas de cada constituinte podem ser encontradas no item 2.1.1 já discutido, e seu entendimento e identificação podem ser de grande relevância na fase de investigação microestrutural conduzida adiante.

Até o presente momento, todas as transformações descritas envolviam além da nucleação, difusão de carbono. Mesmo quando a redistribuição do carbono não é significativa, essas transformações são caracterizadas pela movimentação desordenada dos átomos individuais atravessando a interface entre as fases, formando uma nova estrutura cristalina. Colpaert (2008) explica que conforme a austenita vai resfriando, esta mobilidade atômica vai diminuindo e as transformações tornam-se cada vez mais dificultadas, mas mesmo assim, é possível que os constituintes se reorganizem em estruturas de menor energia do que a austenita. Afirma também que para casos de elevadas taxas de resfriamento, as transformações não ocorrem mais por difusão com decorrente mudança da composição química, mas somente pela mudança da estrutura cristalina a partir de movimentos atômicos coordenados. Esta transformação é chamada de martensítica e, como já comentado, é independente da difusão.

Como aspectos relevantes desta transformação, Colpaert (2008) afirma que a composição química da martensita é a mesma da matriz que a originou (austenita); trata-se de uma transformação “atérmica”, isto é, a quantidade de austenita transformada depende da temperatura atingida e não depende do tempo em que o material é mantido na temperatura.

Em função da variação do volume ligada à transformação de fase (a martensita sofre uma expansão como já apresentado), há formação de um nível elevado de tensões residuais.

A Figura 16 ilustra as linhas isotérmicas de início, 50% e fim da transformação martensítica de uma liga Fe-C eutetóide. Fica evidente por esta figura que, partindo da austenita, somente para casos de resfriamento bastante rápidos as transformações perlítica e bainítica não são ativadas. Por exemplo, a temperatura de $\sim 550^\circ\text{C}$ deve ser alcançada com o resfriamento em tempo inferior a aproximadamente 1 segundo.

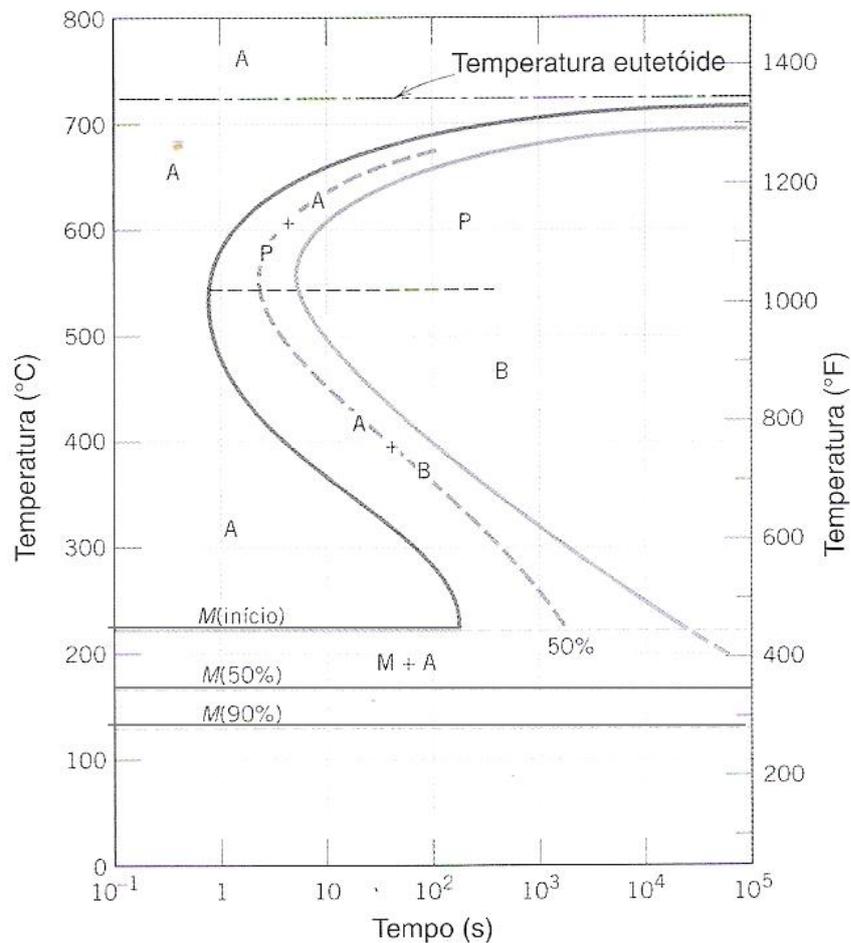


Figura 16: Diagrama TTT de uma liga Fe-C eutetóide. “A” significa campo de austenita, “P” campo de perlita, “B” campo de bainita e “M” campo de martensita, sendo “M(início)”, “M(50%)” e “M(90%)” as indicações do início, 50% e 90% de formação de martensita, respectivamente.

Fonte: Callister (2007), p 240

Embora a transformação martensítica seja uma fase fora de equilíbrio e por isso, não apareça no diagrama de fases Fe-C (Figura 08), é possível visualizar a superposição de sua formação no diagrama de fase da Figura 17, ilustrando as temperaturas de início da transformação, assim como a morfologia esperada da mesma.

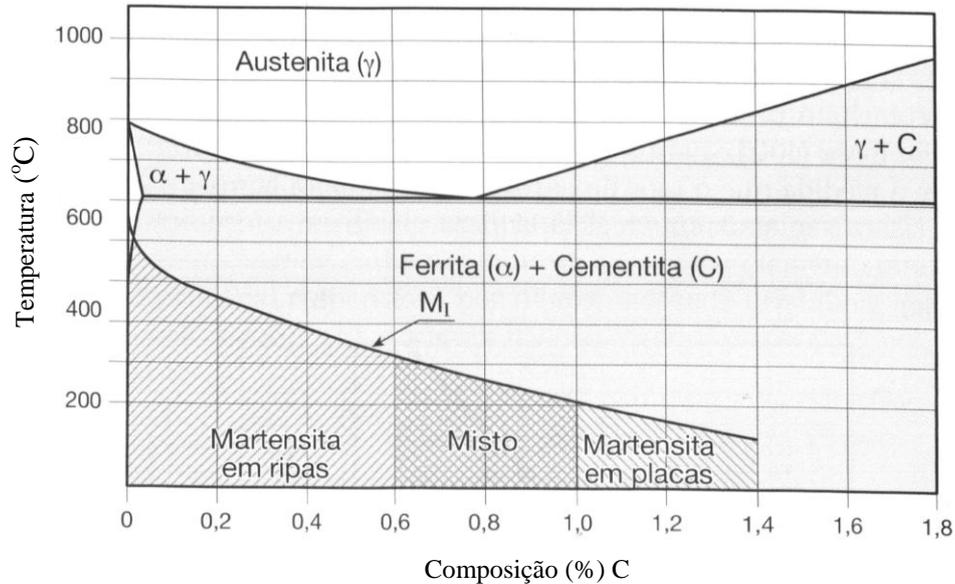


Figura 17: Superposição da transformação de martensita no diagrama de fase Fe-C.
Fonte: Colpaert (2008), p 190

Na Figura 18 logo abaixo, há um diagrama TTT para um ferro fundido cinzento com baixo teor de silício e diferentes regimes de resfriamento. Fica evidente a necessidade de resfriamentos bruscos (em tempos inferiores a ~ 1 s) até as temperaturas entre M_s e M_f como acaba de ser discutido acima. Além dos diagramas TTT (Tempo-Temperatura-Trasnformação), outra forma de ilustrar essas transformações de fase é por meio do diagrama de resfriamento contínuo (do inglês Continuous Cooling Transformation – CCT). Abaixo, na Figura 19, pode-se ver um diagrama CCT para ferro fundido.

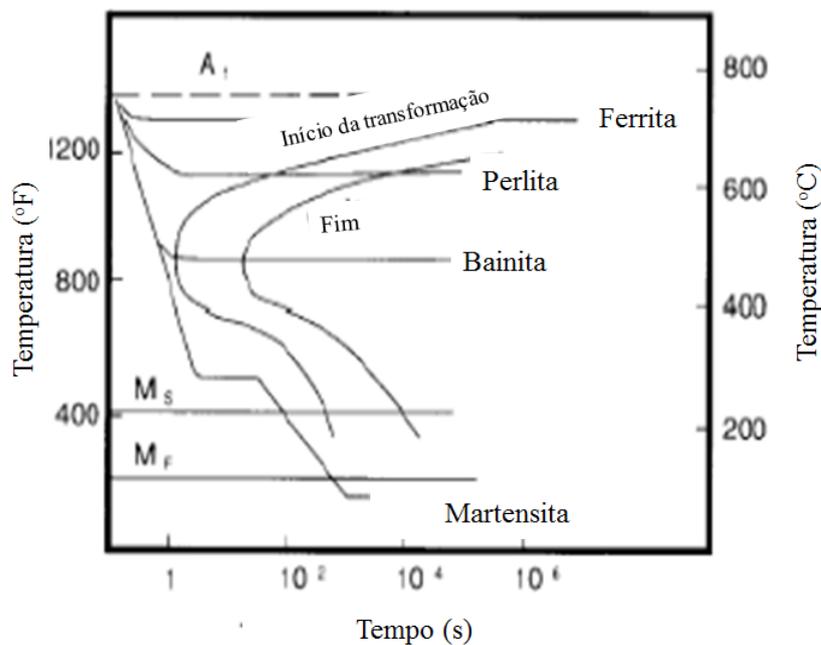


Figura 18: Diagrama TTT para ferro fundido cinzento com baixo teor de Si.
Fonte: Adaptado de Ruchert (c.a.2009), p 46

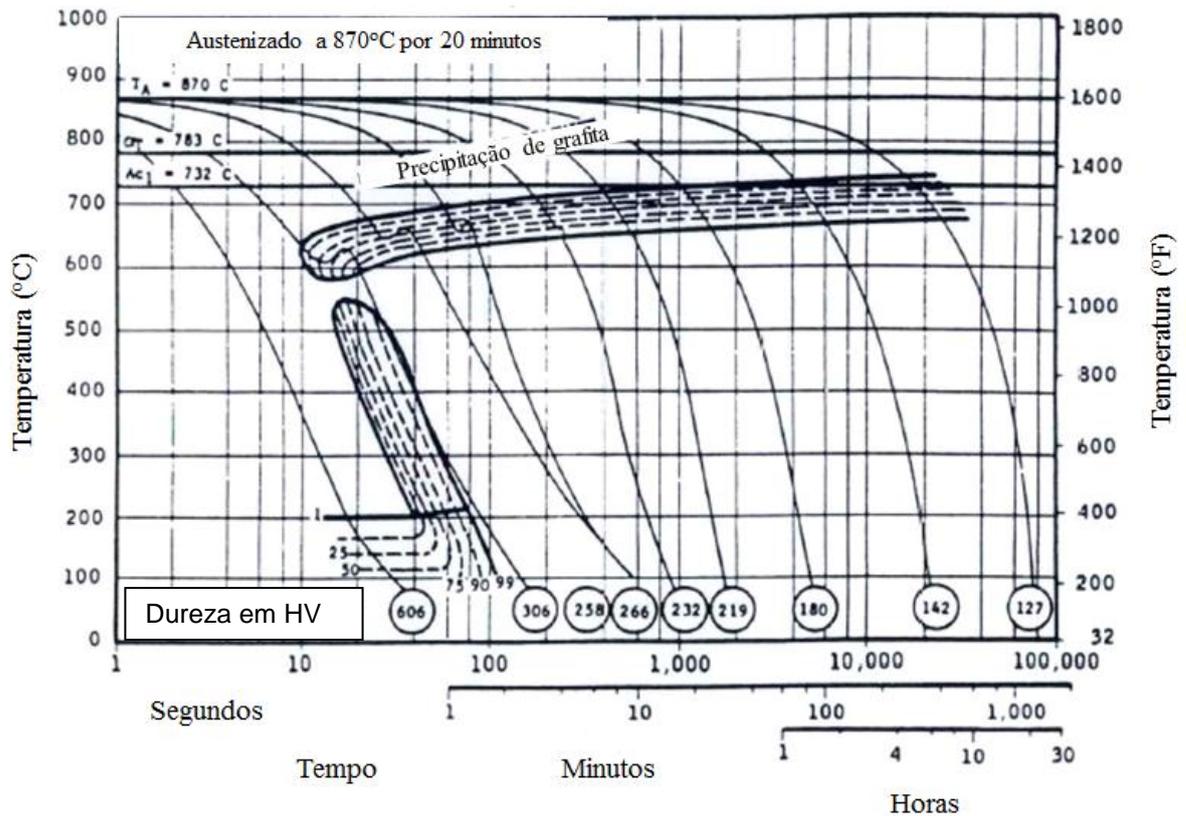


Figura 19: Diagrama CCT para ferro fundido.

Fonte: Adaptado de Ihm (20??), p 43

Segundo o ASM HANDBOOK, vol. 9 (1985), estas transformações devem ser avaliadas à luz de outras influências. Por exemplo, fatores relevantes que afetam os parâmetros de transformação são os elementos de liga com característica substitucional que são acrescentados à liga Fe-C. A temperatura de transformação eutetóide e a porcentagem de carbono do ponto de transformação eutetóide são alteradas de acordo com a porcentagem de elementos adicionados, por exemplo. Nas Figuras 20 e 21 a título de ilustração, pode-se avaliar tais influências nos parâmetros de transformação, com ênfase na temperatura e porcentagem transformada.

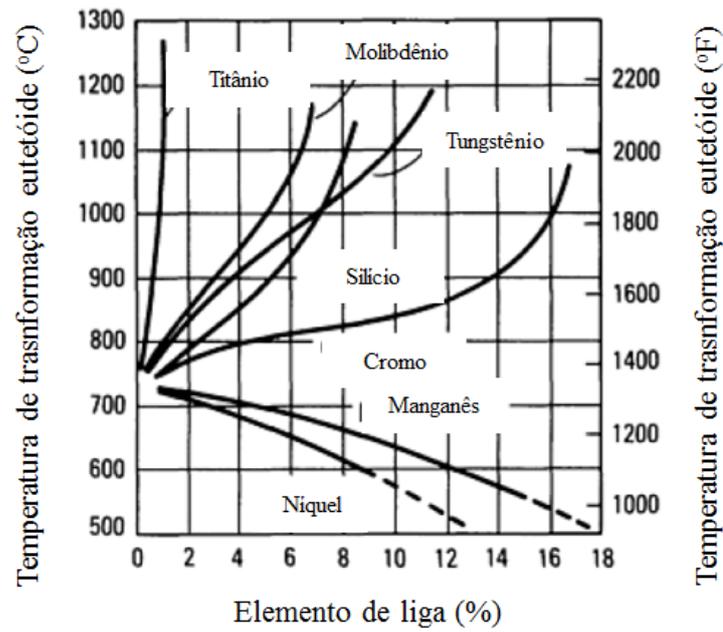


Figura 20: Influência de elementos de liga na temperatura de transformação eutectóide.
Fonte: Adaptado de ASM HANDBOOK, vol. 9 (1985), p 1427

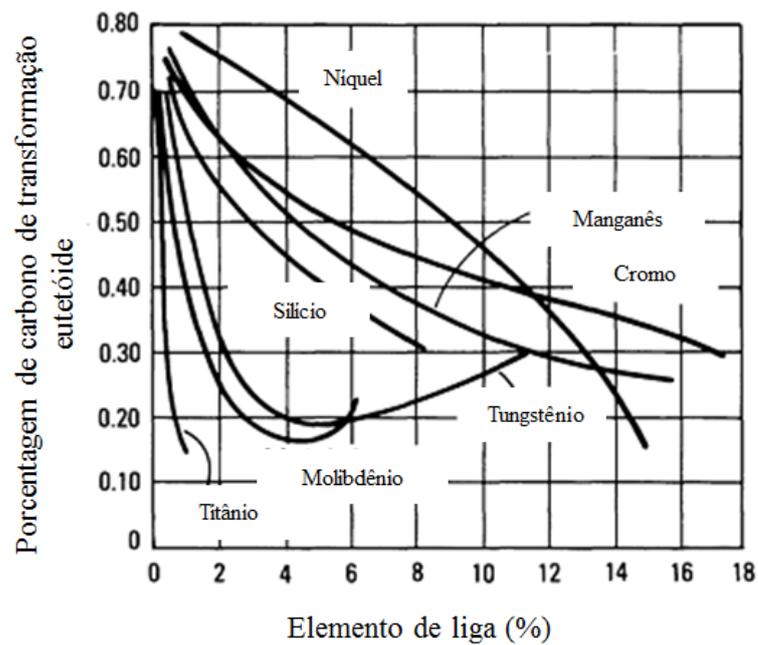


Figura 21: Influência de elementos de liga na porcentagem de carbono na transformação eutectóide.
Fonte: Adaptado de ASM HANDBOOK, vol. 9 (1985), p 1427

No item a seguir, o efeito dos elementos de liga nos ferros fundidos será abordado de forma mais detalhada para adequado suporte à discussão dos resultados obtidos no trabalho.

2.1.3 Influência de elementos de liga

Segundo Hanna (2011), o principal objetivo da adição de elementos de liga em ferros fundidos é (do ponto de vista de sollicitação mecânica) aumentar limites de resistência e promover a formação de perlita. Além dos parâmetros citados anteriormente, a composição química influencia na microestrutura e nas propriedades do ferro fundido como levantado por Collini et. al.(2008) e Hanna (2011). Ao selecionar uma composição química, deve-se ficar atento a 3 características pretendidas para o material: formato e distribuição da grafita, matriz necessária e carbonetos livres na microestrutura.

Collini et. al. (2008), Xu et. al. (2005) e Colpaert (2008) afirmam que a composição química, isto é, a variação percentual em peso dos elementos de liga, influencia a presença de inclusões não-metálicas. Por exemplo, enxofre na composição pode formar sulfeto de ferro (FeS) que apresenta baixo ponto de fusão, fragilizando o material a quente. Ainda, a composição muda a região de ativação das transformações no diagrama CCT (por meio de alterações nos fenômenos difusivos), aumentando ou diminuindo o tempo para ocorrer a formação das fases; alguns elementos de liga como Mo em excesso, promovem a formação de carbonetos nas fronteiras das células eutéticas, reduzindo as propriedades mecânicas. Finalmente, influencia a formação de porosidades ou fases duras e frágeis como esteadita fragilizando o componente.

Hanna (2011) classifica os elementos em 3 categorias:

- a) Elementos principais como Carbono, Silício e Ferro.
- b) Elementos menores como Fósforo, Manganês e Enxofre.
- c) Elementos de liga como Cobre, Nióbio, Molibdênio, Cromo, entre outros.

A seguir, é apresentada uma descrição geral da influência dos principais elementos de liga presentes nas características e propriedades mecânicas convencionais e de fratura dos ferros fundidos, o que pode suportar a discussão crítica dos resultados obtidos no presente trabalho.

a) Elementos principais:

- **Carbono:** de acordo com Colpaert (2008), geralmente presente entre 2,00-4,00% em peso nos ferros fundidos; sua porcentagem está diretamente ligada à formação de cementita quando a solubilidade do C é excedida na ferrita. Favorece a formação de grafita (quantidade,

tamanho e tipo); Hanna (2011) afirma que em alta quantidade reduz a formação de trincas térmicas, pois melhora a condutividade térmica da liga.

- **Silício:** o ASM HANDBOOK, vol. 1 (1985) e Colpaert (2008) afirmam que este elemento reduz a estabilidade da cementita e a decomposição em ferrita e grafita, sendo útil ou não para obter maior porcentagem de grafita, isto é, aumenta a relação de ferrita e perlita, diminuindo resistência e dureza. Diminui a solubilidade do carbono na austenita, aumenta a temperatura do eutético estável e aumenta o campo de estabilidade da grafita, o que favorece a precipitação.

b) Elementos menores:

- **Manganês:** dificulta a formação de cementita; favorece a formação de carbonetos e de perlita, contribuindo para aumento da dureza e resistência mecânica respectivamente, segundo Maluf (2007); pode anular a ação do Silício. Todavia, sua principal função é neutralizar Enxofre para que não forme sulfeto de ferro (FeS) e fragilize a matriz.

- **Enxofre:** segundo o ASM HANDBOOK, vol. 15 (1985) e Colpaert (2008), este elemento é importante na morfologia e nucleação da grafita dos ferros fundidos cinzentos. Junto com Manganês, apresenta influência direta nas propriedades mecânicas desejadas. É necessário que ele seja balanceado com Manganês para não permitir a formação de sulfeto de ferro (FeS).

- **Fósforo:** segundo o ASM HANDBOOK, vol. 15 (1985) e Colpaert (2008), de acordo com a sua porcentagem pode ter efeito benéfico como facilitar a formação de grafita ou maléficis como deixar a matriz frágil devido à possibilidade de formar esteadita (Fe₃P) e estabilizar a cementita. Guessser (2008) afirma que teores acima de 0,20% em peso prejudicam a resistência ao impacto, mas por outro lado, favorecem a resistência ao desgaste a quente pela formação da esteadita.

c) Elementos de liga:

- **Níquel:** o ASM HANDBOOK, vol. 1 (1985) e Hanna (2011) afirmam que a porcentagem gira em torno de 0,6-1,0% em peso, e explicam que este elemento aumenta a resistência e a dureza dos ferros fundidos cinzentos pela capacidade de aumentar a quantidade de perlita e também o número de veios de grafita (GUESSER, 2008). Tem a capacidade adicional de reduzir a taxa de difusão do carbono na austenita e diminuir a temperatura de

transformação eutetóide. Guessser (2008) ainda cita que contribui para aumentar resistência a quente, ao desgaste e aumento no número de ciclos térmicos até fratura em experimentos realizados em materiais aplicados em discos de freio.

- **Cromo:** o ASM HANDBOOK, vol. 1 (1985) e Hanna (2011), indicam porcentagens entre 0,2-0,6% em peso, e explicam que este elemento promove formação de perlita e possui alto efeito estabilizador de carboneto. Até 0,4% em peso, carbonetos livres começam a se formar o que aumenta a dureza do material, mas diminui resistência e usinabilidade. Reduz a dependência dimensional com as propriedades mecânicas, pois seu efeito é estabilizador de perlita. Maluf (2007) cita que este elemento aumenta resistência à abrasão, à corrosão e à fadiga térmica, ligada a maior resistência à tração em temperaturas elevadas. Guessser (2008) ainda cita melhoria no número de ciclos térmicos até fratura em experimentos realizados em materiais aplicados em discos de freio.

- **Cobre:** o ASM HANDBOOK, vol. 1 (1985) e Hanna (2011) indicam porcentagem entre 0,5-1,5% em peso, e afirmam que este elemento possui a mesma influência do níquel na temperatura de transformação eutetóide. Melhora propriedades mecânicas por meio do endurecimento por solução sólida sendo a porcentagem considerada ótima no valor de 3% em peso como visto na Figura 22. Promove a formação e refina a perlita sendo essas características mais marcantes com porcentagem entre 0,25-0,50% em peso. Contribui para reduzir a dependência dimensional com as propriedades mecânicas pela influência na perlita. Guessser (2008) ainda cita que contribui para o aumento do número de ciclos térmicos até fratura em experimentos realizados em materiais aplicados em discos de freio.

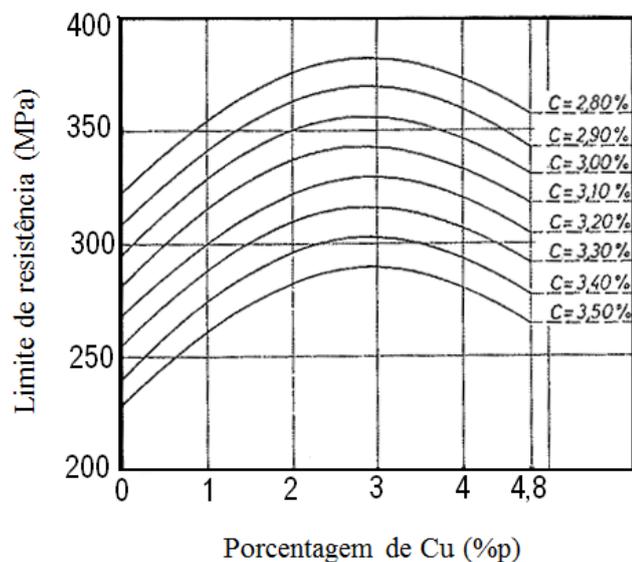


Figura 22: Relação entre limite de resistência e % em peso Cu.
Fonte: Adaptado de Hanna (2011), p 12

- **Molibdênio:** o ASM HANDBOOK, vol. 1(1985) e Hanna (2011) citam que de acordo com a sua porcentagem (0,2-1,0% em peso), este melhora propriedades mecânicas como resistência ao impacto e ductilidade, pois refina a perlita e promove sua formação, é um elemento estabilizador de carboneto, reduz a dependência dimensional com as propriedades mecânicas; melhora também, as propriedades em alta temperatura, resistência a quente, aumento do número de ciclos térmicos até fratura e desgaste pela formação de carbonetos (GUESSER, 2009) e ciclagem por deformação. Todavia, há um limite a partir do qual pode começar a formar carbonetos nos contornos de grão sendo que acima de 0,70% em peso deve ser evitado. A Figura 23 mostra a relação entre a porcentagem de Mo e o limite de resistência para duas diferentes composições de carbono em um ferro fundido.

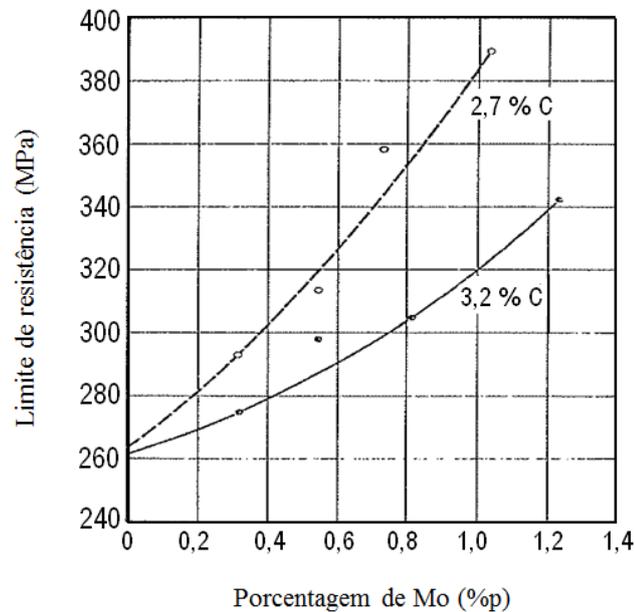


Figura 23: Relação entre limite de resistência e % em peso de Mo.
Fonte: Adaptado de Hanna (2011), p 11

- **Nióbio:** Segundo explica Hanna (2011), este elemento tem sido aplicado recentemente para melhorar as propriedades mecânicas e físicas no ferro fundido cinzento. Embora aparentemente não tenha influência no tipo de grafita, atua no refinamento da mesma, alterando forma e tamanho, sendo 0,29% em peso considerado como um limite de utilização do elemento; acima disso, o efeito já não é tão representativo. Em porcentagem similar (0,25% em peso), o Nb melhora a resistência ao desgaste pela precipitação de carbonetos de nióbio (NbC) enquanto para resistência não há efeito significativo com porcentagens maiores (GUESSER, 2009). Na Figura 24, pode-se comparar o efeito do Nb no formato da grafita e nas decorrentes fractografias.

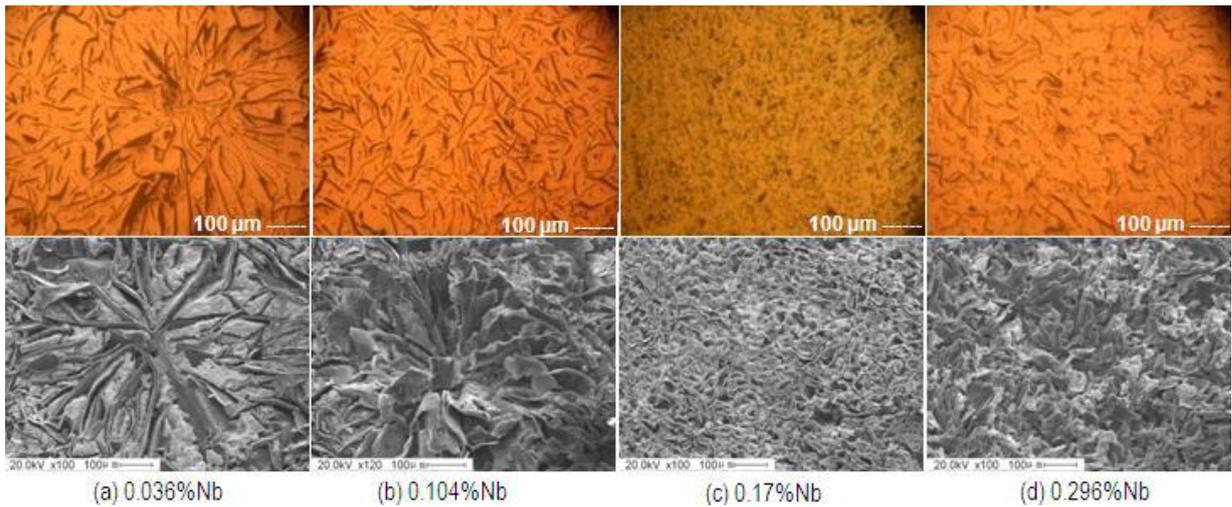


Figura 24: Comparativo do formato de grafita e respectivas fractografias com a variação na % em peso de Nb.
Fonte: Hanna (2011), p 15

Na Figura 25,   possível comparar a influência da porcentagem de Nb no limite de resistência e dureza do ferro fundido cinzento. Embora o gráfico esteja representado até 0,5% em peso, o recomendado é trabalhar entre 0,1-0,3% em peso de Nb. O principal mecanismo ligado a este efeito está relacionado com aumento do número de células eutéticas na formação da grafita mais refinada como já apresentado.

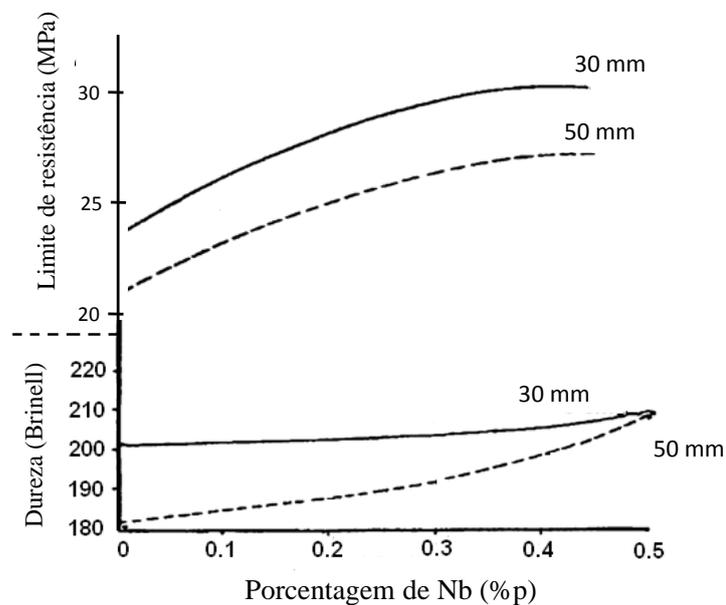


Figura 25: Influência na dureza e limite de resistência com % em peso de Nb. Os valores de 30 mm e 50 mm representam os diâmetros dos corpos de provas ensaiados
Fonte: Adaptado de Hanna (2011), p 15

Outro estudo conduzido por Nylén (200-) mostra resultado similar da relação entre limite de resistência e dureza como função da porcentagem de Nb como ilustrado nas Figuras 26 e 27 que seguem.

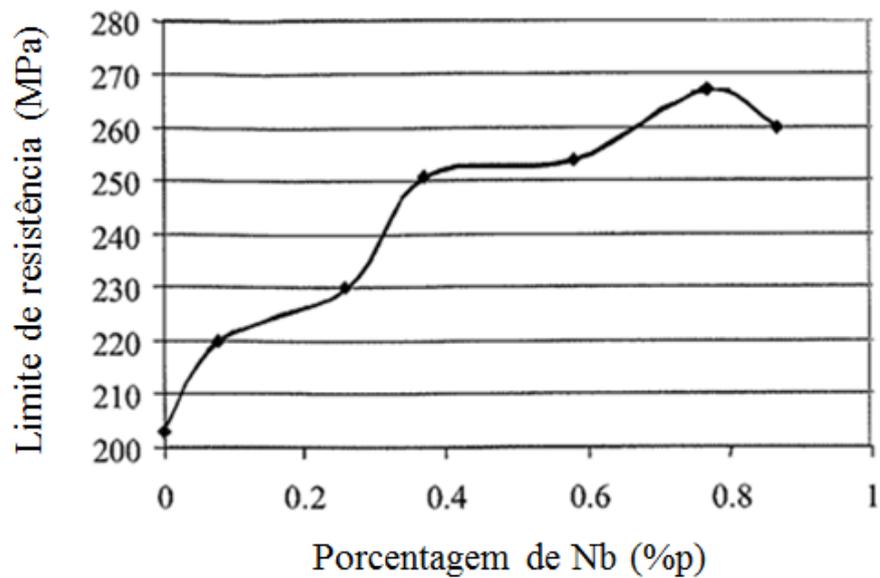


Figura 26: Influência no limite de resistência com % em peso de Nb.
Fonte: Adaptado de Nylén (200-), p 3

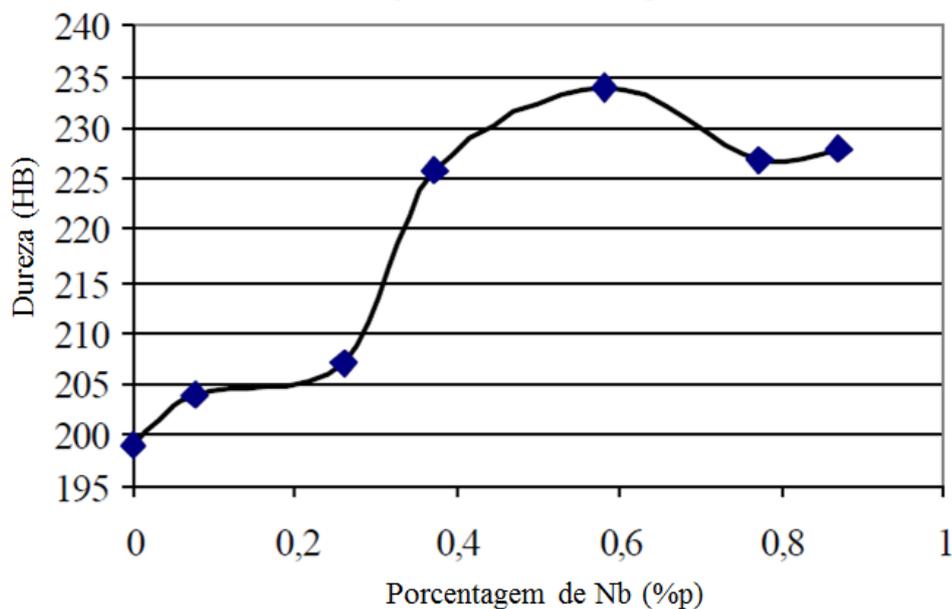


Figura 27: Influência da dureza com % em peso de Nb.
Fonte: Adaptado de Nylén (200-), p 3

HANNA (2011) ainda cita a patente de Porkert e Lotz (1999 - US PAT. 5894010. 3p.) de título “Optimized Gray Cast Iron Plate Alloy for Utility Vehicle Brake Disks”. Neste caso, ficou demonstrado que porcentagens entre 0,38-0,45% em peso são benéficas para a produção de discos de freio. Segundo tradução do texto dos autores da patente, “o limite de resistência,

resistência a desgaste e resistência à trinca térmica dos discos de freio fundidos com esta liga promovem uma alta vida em serviço dos discos de freio a qual permite seu uso em veículos comerciais”. Fica evidenciado que algumas menções na literatura expandem o teor de Nióbio além dos 0,29% em peso considerados, em alguns textos consultados, como limitante para os ferros fundidos.

O ASM HANDBOOK, vol. 9 (1985) afirma que dentre os elementos citados acima, pode-se destacar alguns que se caracterizam como formadores de carbonetos: cromo, molibdênio, nióbio entre outros além de elementos de liga que podem alterar a curva e posições das transformações isotérmicas (C, Cr, Ni, Mo, W). Maiores detalhes metalúrgicos fogem do escopo deste trabalho (de cunho predominantemente mecânico) e os leitores são remetidos à literatura citada.

2.1.4 Propriedades mecânicas características e respectivos ensaios

Segundo Ihm (2009) afirma, as propriedades dos componentes de ferro fundido são controladas pela microestrutura do material, as quais por sua vez são determinadas pela composição química e processamento. Além disso, o tipo de grafita, forma, distribuição e tipo de carboneto livre na matriz influenciam na obtenção das propriedades como explica Hanna (2011).

O ASM HANDBOOK, vol. 15 (1985) e Guessser (2008) afirmam que do ponto de vista de propriedades mecânicas, os ferros fundidos cinzentos são relativamente frágeis e menos resistentes em consequência da microestrutura. As pontas dos veios de grafita são pontiagudas, servindo como concentradores de tensão (defeitos tipo-trinca) quando o material sofre um esforço de tração externo provocando a nucleação prematura de trincas nas suas extremidades. Já para cargas compressivas, apresentam maior resistência e ductilidade. Outras propriedades importantes que os ferros fundidos cinzentos possuem são a capacidade de amortecimento da energia vibracional devido à morfologia dos veios de grafita (GUESSE, 2008), alta resistência ao desgaste quando há formação de carbonetos de acordo com os elementos de liga presentes e o custo comparativamente baixo do material.

Dentre as propriedades mecânicas que podem ser citadas e obtidas a partir de ensaios mecânicos há limite de escoamento e resistência, módulo de elasticidade, dureza, resistência ao cisalhamento na torção, alongamento percentual total, tenacidade à fratura, ductilidade, resiliência, entre outros. A seguir, há uma breve descrição de algumas das propriedades mecânicas citadas de acordo com as peculiaridades para ferro fundido cinzento segundo o

ASM HANDBOOK, vols. 1 e 15 (1985) e o trabalho de Guessser (2009). Tais valores gerais de propriedades mecânicas objetivam localizar o presente trabalho em termos de expectativa para os materiais em estudo e servir de base para discussões futuras.

- a) **Limite de resistência à tração:** considerado durante avaliação e seleção de material para peças sujeitas a cargas estáticas; em geral, os ferros fundidos cinzentos apresentam de 140 MPa a 400 MPa de limite de resistência (ASM HANDBOOK, vol. 1 (1985) e GUESSER, 2009). A principal forma de aumentar a tensão limite de resistência é refinando a grafita, aumentando a presença de perlita e diminuindo o espaçamento interlamelar da mesma. De acordo com a norma ASTM A48 (2008) e o ASM HANDBOOK, vol. 15 (1985), pode-se classificar o ferro fundido cinzento pelo limite de resistência mínimo apresentado. Entretanto, há influência na seção do corpo de prova utilizado no levantamento desta propriedade mecânica de acordo com a Figura 28.

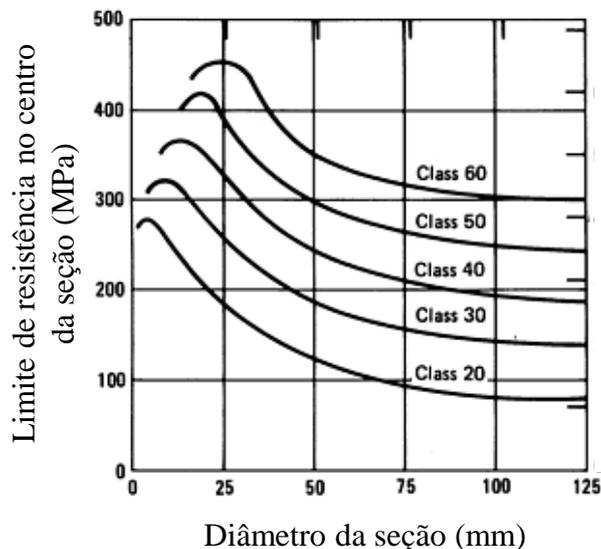


Figura 28: Influência do diâmetro do corpo de prova no limite de resistência para diferentes classes.
Fonte: Adaptado de ASM HANDBOOK, vol. 15 (1985), p 1378

Quanto à classe apresentada na Figura 28, trata-se da classificação utilizada pela norma ASTM A48 (2008) que leva em consideração o limite mínimo de resistência do ferro fundido em unidade do sistema inglês para tensão (ksi). A classificação se inicia em classe 20 e termina em classe 60 sendo que a primeira classe equivale a 20 ksi (140 MPa) e a última equivale a 60 ksi (400 MPa); todos estes dados são referenciados em corpos de prova com diâmetro de 30,5mm.

Segundo explica o ASM HANDBOOK, vol. 15 (1985), esse decréscimo está associado à taxa de resfriamento em relação ao diâmetro do corpo de prova (espécimes de maior diâmetro propiciam menor taxa de resfriamento). Do ponto de vista metalúrgico, essa redução é causada pela presença de veios de grafita maiores, o que faz aumentar a porcentagem de ferrita e a formação de uma perlita mais grosseira. Há recomendações disponíveis na literatura para o diâmetro a ser utilizado para cada tipo de ferro fundido. Ainda existem argumentos estatísticos de maior volume de material amostrado para maiores diâmetros, os quais não serão aprofundados aqui pela menor relevância.

Ainda Hanna (2011) afirma que conforme os veios de grafita tornam-se mais longos e rústicos devido ao aumento da quantidade de grafita livre, melhor será a condutividade térmica do material. Em contrapartida, maior será o limite de resistência à tração quanto mais refinados forem os veios de grafita. Como conclusão, é preciso encontrar um compromisso entre ambas as propriedades de acordo com a característica da grafita. Outro ponto relevante é que o tipo de grafita afeta a quantidade de perlita na matriz pela maior ou menor facilidade de formar ferrita devido à distância para difusão do carbono (GUESSER, 2009). A Tabela 03 mostra relação entre o limite de resistência à tração, tipo de matriz e de grafita presente.

Tabela 03: Efeito do tipo de grafita e de matriz sobre limite de resistência à tração em ferro fundido cinzento com 3,8% de carbono equivalente, barra de 30mm, segundo ISO 945 (2008)

Amostra	Tipo de grafita	Tipo de matriz	Limite de resistência à tração (MPa)
1	A	Perlita média/ grossa	266
2	B	Perlita grossa e ferrita	231
3	D	Principalmente ferrita	175

Fonte: Guesser (2009), p 79

b) Alongamento percentual total: segundo citam o ASM HANDBOOK, vol. 1 (1985) e Guesser (2009), o alongamento percentual é muito baixo para ferros fundidos cinzentos, girando em torno de aproximadamente 0,6%. Collini et. al. (2008) afirmam que o alongamento até a fratura é inversamente proporcional à porcentagem de grafita presente. Essa relação é verificada e está ilustrada na Figura 30 inserida logo adiante no trabalho.

- c) **Limite de resistência ao cisalhamento na torção:** o ASM HANDBOOK, vol.1 (1985) explica que os ferros fundidos cinzentos apresentam alto limite de resistência ao cisalhamento na torção. A Tabela 04 ilustra alguns dados da literatura como função da classe de ferro fundido cinzento.

Tabela 04: Limite de resistência ao cisalhamento na torção para ferro fundido cinzento segundo ASTM A48 (2008). Corpo de prova de referência de 50 mm.

Classe de ferro fundido cinzento:	Limite de resistência ao cisalhamento na torção (MPa)
Classe 20	179
Classe 25	220
Classe 30	276
Classe 35	334
Classe 40	393
Classe 50	503
Classe 60	610

Fonte: Adaptado de ASM HANDBOOK, vol. 1 (1985), p 56

- d) **Limite de resistência à compressão:** de acordo com o ASM HANDBOOK, vol. 15 (1985), usualmente, ferros fundidos cinzentos apresentam melhor comportamento quando submetidos a esforços externos de compressão do que de tração como resultado principalmente da presença de veios de grafita presentes internamente que sofrem menos influência para esse tipo de esforço. A matriz também é um fator relevante para definição desta propriedade, havendo considerável aumento associado à mudança de microestrutura de ferrita para perlita e para martensita. Alguns elementos de liga (V, Cr, Mo) com tendência a formar carbonetos favorecem esta propriedade (GUESSER, 2009). A seguir, a Tabela 05 ilustra essa propriedade de acordo com a classificação de classe da ASTM A48 (2008) para testes realizados em corpos de prova cilíndricos.

Tabela 05: Limite de resistência à compressão para ferro fundido cinzento segundo ASTM A48 (2008).

Classe de ferro fundido cinzento:	Limite de resistência à compressão (MPa):
Classe 20	572
Classe 25	669
Classe 30	752
Classe 35	855
Classe 40	965
Classe 50	1130

Fonte: Adaptado de ASM HANDBOOK, vol. 15 (1985), p 1398

- e) **Módulo de elasticidade:** segundo o ASM HANDBOOK, vol. 1 (1985), Hanna (2011) e Guessser (2009), os ferros fundidos cinzentos não seguem a Lei de Hooke por não apresentarem um campo linear no diagrama tensão vs. deformação; na realidade, é verificada uma curva de derivada continuamente decrescente (Figura 29). Estes materiais apresentam também maior variação em suas propriedades se comparados a outros metais, já que são influenciados pela composição química, temperatura, diâmetro do corpo de prova e presença de grafita. Guessser (2009) argumenta que esta propriedade aumenta com a diminuição do tamanho da grafita e diminui com aumento do diâmetro do corpo de prova por aumentar o dimensional das grafitas. Este ponto é explicado devido ao decréscimo da rigidez elástica por conta das microtrincas iniciadas na ponta das lamelas sob condições de carregamento. Ainda, o mesmo autor recomenda que materiais com baixo módulo sejam utilizados em peças que demandam maior amortecimento de vibrações e que tenham a presença de choques térmicos severos, enquanto materiais com alto módulo sejam aplicados em estruturas onde a rigidez é relevante, mas com ocorrência de mínima deformação.

Essa relação é ilustrada na Figura 30 adiante. Na Tabela 06, complementarmente, aparecem intervalos de módulo de elasticidade de acordo com a norma ASTM A48 (2008) e que podem servir de referência ao presente trabalho.

Tabela 06: Módulo de elasticidade para ferro fundido cinzento segundo ASTM A48 (2008).

Classe de ferro fundido cinzento:	Módulo de Elasticidade [GPa]
Classe 20	66-97
Classe 25	79-102
Classe 30	90-113

Fonte: Adaptado de ASM HANDBOOK, vol. 15 (1985), p 59

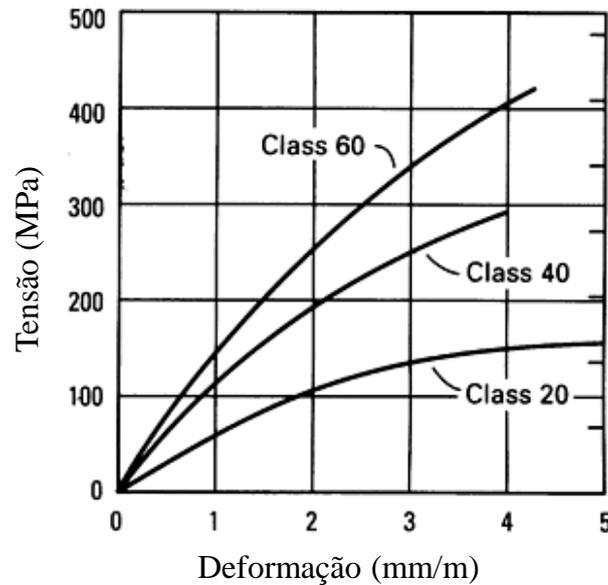


Figura 29: Típica curva tensão vs. deformação de ferro fundido cinzento.

Fonte: Adaptado de ASM HANDBOOK, vol. 1 (1985), p 58

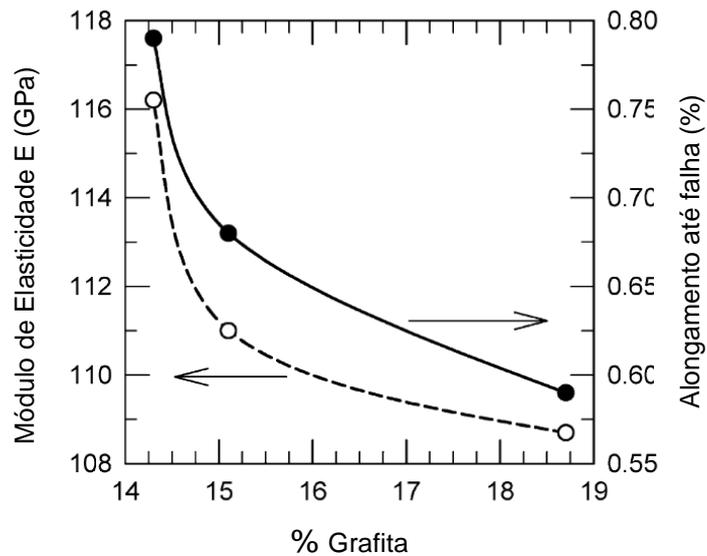


Figura 30: Relação entre % de grafita, módulo de elasticidade e alongamento.

Fonte: Adaptado de Collini et. al. (2008), p 536

Um ponto importante levantado por Hanna (2011) em sua dissertação é o efeito do Nb ser maior do que do Mo no módulo de elasticidade, ou seja, o material com presença de Nb é um material mais rígido. A Figura 31 ilustra tal comparativo.

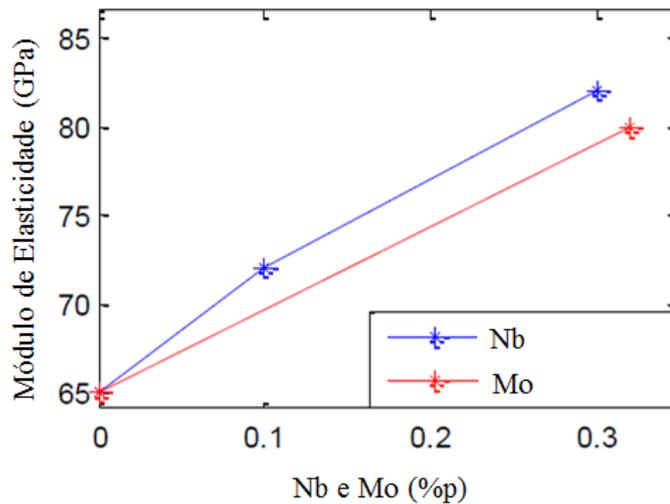


Figura 31: Comparativo Módulo de Elasticidade com diferente composição de Nb e Mo (% em peso).
Fonte: Adaptado de Hanna (2011), p 50

- f) **Dureza:** como explicado no ASM HANDBOOK, vol. 1 (1985), geralmente a dureza é medida em unidades Brinell e Rockwell para ferros fundidos cinzentos. A dureza da amostra como um todo é um valor intermediário entre a dureza da grafita (mole) e da matriz metálica (usualmente mais dura). Para os casos apresentados, o valor da dureza da matriz é praticamente constante e assim, a variação no tamanho e distribuição da grafita causará variação no valor de dureza do material. A título de ilustração, a Tabela 07 extraída do ASM HANDBOOK, vol. 1 (1985) traz uma referência para dureza (da amostra e especificamente da matriz) de acordo com o tipo de grafita classificada segundo a ASTM A247 (2010).

Tabela 07: Influência do tipo de grafita na dureza em ferro fundido cinzento tratado.

Tipo de grafita segundo ASTM A247 (2010)	Total de carbono (% em peso)	Dureza da amostra em HRC	Dureza da matriz em HRC
A	3,06	45,2	61,5
A	3,53	43,1	61,0
A	4,00	32,0	62,0
D	3,30	54,0	62,5
D	3,60	48,7	60,5

Fonte: Adaptado de ASM HANDBOOK, vol. 1 (1985), p 60

Embora as grafitas tipo A e tipo D apresentem diferentes distribuições (tipo A aleatória com tamanho uniforme e tipo D grafitas finas), ambas apresentam resultados similares de dureza para os casos apresentados, pelo fato de apresentarem porcentagens em peso de carbono próximas. O ASM HANDBOOK, vol. 1 (1985) afirma que os principais fatores que influenciam na variação da dureza são de fato tamanho e distribuição da grafita.

Ainda o ASM HANDBOOK, vol. 15 (1985) e Guessser (2009) citam existir correlação entre a dureza e limite de resistência nos ferros fundidos cinzentos, como ilustram as Figuras 32 e 33 a seguir. Uma relação aparente proporcional é verificada entre estas variáveis para ambos os compêndios de dados obtidos da literatura.

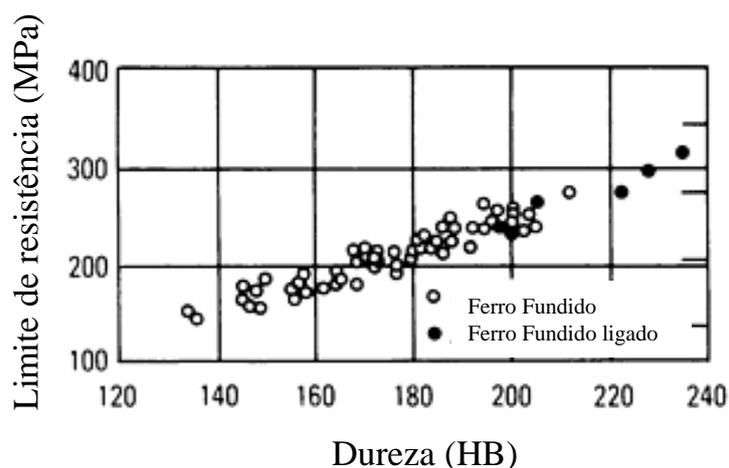


Figura 32: Correlação entre limite de resistência e dureza para ferros fundidos cinzentos.

Fonte: Adaptado de ASM HANDBOOK, vol. 15, (1985), p 1399

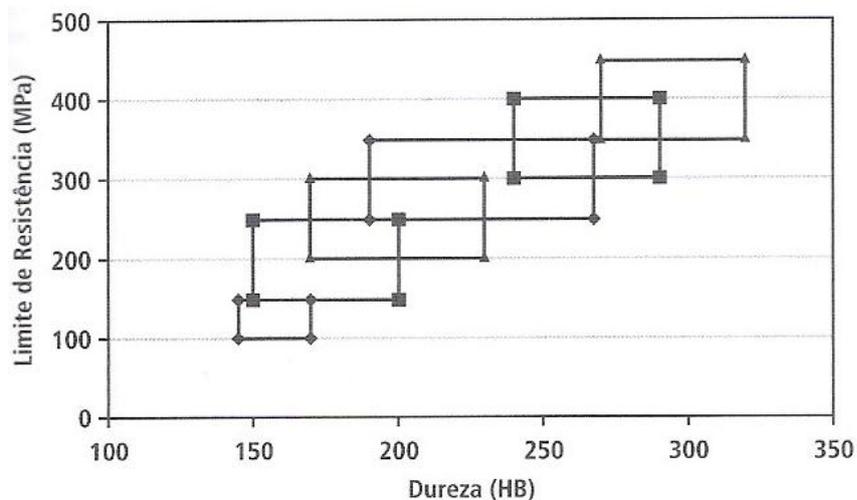


Figura 33: Correlação entre limite de resistência e dureza para ferros fundidos cinzentos.
Fonte: Guessser (2009), p 77

- g) Sensibilidade à fadiga com entalhe:** o ASM HANDBOOK, vol. 1 (1985) cita haver pouca sensibilidade. Guessser (2009) argumenta complementarmente que os veios de grafita presentes no interior do material já são considerados entalhes internos, ou seja, ferros fundidos cinzentos são considerados materiais com diversos entalhes internos devido à presença de grafita e um entalhe externo não traria influência adicional severa. Como será discutido mais adiante, este é um dos motivos pelo qual alguns autores sugerem não haver necessidade de se pré-trincar corpos de prova de mecânica da fratura fabricados em ferros fundidos cinzentos.
- h) Resistência ao impacto:** ferros fundidos cinzentos possuem consideravelmente menor resistência a impacto se comparados com outros tipos de ferros fundidos como nodular ou maleável, segundo menção da norma ASTM A327 (2006). Em termos de tendência, Guessser (2009) afirma que a resistência ao impacto cresce com o limite de resistência à tração.
- i) Tenacidade à fratura:** Segundo explicam Bertolino e Perez-Ipiña (2006) e Östenson (1972), técnicas convencionais de mecânica à fratura não podem ser aplicadas diretamente como consequência do comportamento mecânico característico dos ferros fundidos cinzentos de não apresentarem uma relação linear entre deformação e a carga aplicada devido à sua natureza microestrutural formada por um constituinte composto por fases lamelares com comportamentos mecânicos bem distintos – matriz metálica com veios de grafita distribuído. Guessser (2009) ainda cita que outro fator relevante que dificulta o trabalho de levantamento desta propriedade é a forma da grafita presente na matriz que atua

como um concentrador de tensões, produzindo microtrincas internas. Afirmam a dificuldade em determinar o comprimento de pré-trinca sendo o principal motivo residir na dificuldade em se conhecer o limite entre material rompido ou não; técnicas como ultrassom e reveladores químicos têm sido empregados nesse sentido. Todavia, alguns autores mostram aplicabilidade dessas técnicas com esses materiais. Dentre os estudos avaliados, Bertolino e Perez-Ipiña (2006) indicam não ser necessário realizar a pré-trinca do material. Outra afirmação é que uma trinca por fadiga em ferro fundido cinzento não tem um efeito mais representativo como concentrador de tensão se comparada aos veios de grafita pré-existentes (GUESSER, 2009). Por outro lado, Anderson (2005) cita que pré-trinca por fadiga deve ser iniciada no corpo de prova antes do teste para se definir uma propriedade de tenacidade à fratura considerada válida (por exemplo K_{Ic}). Como este assunto é de interesse central ao trabalho, será bastante detalhado à luz da teoria de mecânica da fratura logo adiante. Por enquanto, a Tabela 08 e a Figura 34 ilustram a pouca influência do levantamento da tenacidade à fratura (em termos do fator de intensidade de tensões K) sem a presença de pré-trinca de fadiga desde que o raio de ponta do entalhe usinado seja reduzido.

A análise da Tabela 08 mostra que não há variação significativa na tenacidade à fratura com diferentes raios de trinca estudados, não havendo uma clara tendência dos valores de tenacidade à fratura com os parâmetros geométricos avaliados. Tal fato é de grande importância prática, pois facilita os procedimentos de avaliação experimental de propriedades mecânicas. A Figura 34 apresenta tais resultados de maneira gráfica e mais discussões a este respeito serão conduzidas nas seções seguintes.

Tabela 08: Valores de K_{max} para diferentes raios de entalhe, espessura, largura e comprimento inicial da trinca.

Raio do entalhe (mm)	Espessura (B) (mm)	Largura (W) (mm)	Comprimento inicial da trinca (mm)	$K_{max} (MPa\sqrt{m})$
0,2	15,0	30	14,9	29,4
0,2	14,1	28	14,3	25,7
0,2	13,9	28	17,2	24,7
0,6	15,0	28	14,5	28,6
0,6	15,0	30	16,1	30,5
0,6	14,8	28	13,9	25,8
3,0	15,0	30	15,0	30,8
3,0	13,8	30	16,0	25,8
3,0	15,0	30	15,3	29,6

Fonte: Adaptado de Bertolino e Perez-Ipiña, (2006), p 203

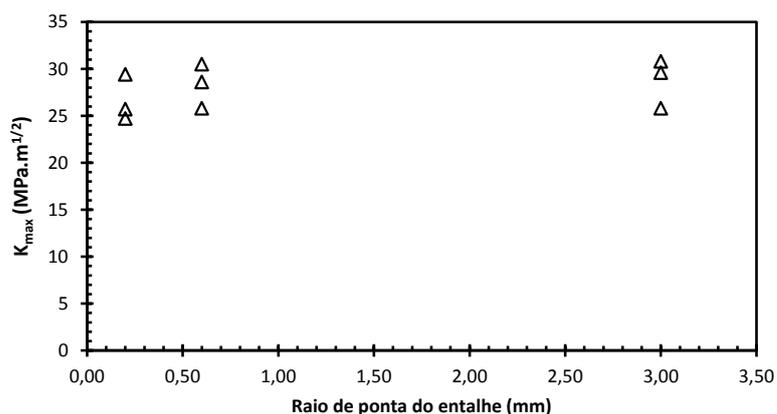


Figura 34: Valores de K_{max} para diferentes raios de ponta de entalhes usinados em espécimes de mecânica da fratura.

Fonte: Adaptado de Bertolino e Perez-Ipiña, (2006), p 203

Com base nas informações encontradas na maioria das literaturas supracitadas, juntamente com a Figura 34, onde é possível identificar significativo potencial de que variação do raio da ponta do entalhe não é significativo para influenciar no resultado de tenacidade à fratura, para o presente trabalho, ficou decidido não realizar pré-trincamento nos corpos de prova. Pela relevância do assunto, este será proposto como trabalho futuro a ser investigado para materiais com comportamento não-linear similar ao material em estudo.

Como resumo das principais propriedades mecânicas discutidas acima e a fim de suportar a categorização dos materiais em estudo, a seguir é apresentada a Tabela 09 de acordo com a classe de ferro fundido cinzento avaliada.

Tabela 09: Principais propriedades mecânicas de referência para ferros fundidos cinzentos por classe.

Classe segundo ASTM A48 (2008)	Limite de resistência à tração	Limite de resistência à torção	Limite de resistência à compressão	Limite de fadiga (flexão reversa)	Dureza HB
	MPa	MPa	MPa	MPa	
20	152	179	572	69	156
25	179	220	669	79	174
30	214	276	752	97	210
35	252	334	855	110	212
40	293	393	965	128	235
50	362	503	1130	148	262

Fonte: Adaptado de ASM HANDBOOK, vol. 15 (1985), p 1398

Além das propriedades acima, a tenacidade à fratura em termos do fator de intensidade de tensões crítico (K_{IC}) também é influenciada pela porcentagem de grafita presente na matriz como demonstrado na Figura 35. Nota-se expressiva redução de tenacidade à fratura como resultado de variação da ordem de 5% de grafita. Collini et. al. (2008) e Guessser (2008) justificam esta relação pela mecânica da fratura. A iniciação e propagação de uma trinca é resultado das microtrincas geradas nas pontas das lamelas e veios de grafita que atuam como severos concentradores de tensão e atuam como “gatilhos” que iniciam o processo de fratura frágil. Assim, maior percentual de grafita representa redução da capacidade de absorção de energia antes da falha catastrófica. Já o limite de fadiga sofre maior influência do tamanho médio da lamela de grafita no eixo principal.

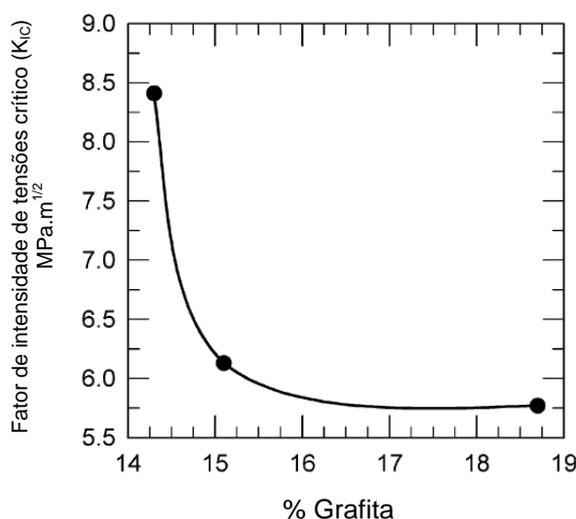


Figura 35: Relação entre % de grafita e fator de intensidade de tensões crítico (K_{IC}), quantificando a tenacidade à fratura do material.

Fonte: Adaptado de Collini et. al. (2008), p 537

As Figuras 36 e 37 traçam um panorama sobre diversas propriedades incluindo os limites de escoamento e de resistência, dureza, absorção de energia, alongamento e redução de área. Para um melhor entendimento, estas propriedades são relacionadas à porcentagem de Fe_3C e ao percentual de carbono do material.

Fica evidente na Figura 36 que os limites de escoamento, resistência e a dureza aumentam com o aumento de Fe_3C e de carbono. Todavia, esse aumento na presença de cementita e carbono diminui as propriedades relacionadas à absorção de energia como ductilidade, tenacidade, alongamento, pois pela cementita ser uma fase dura e rígida, esta restringe a deformação da ferrita mais mole, ou seja, restringe a movimentação de discordâncias no material. Na Figura 37, é possível identificar essas relações, as quais estão de acordo com os argumentos anteriores. Por ausência de dados para ferros fundidos, estas

figuras, idealmente aplicáveis a aços, ilustram efeito das microestruturas e constituintes nas propriedades mecânicas (limite de escoamento e resistência à tração, dureza e alongamento).

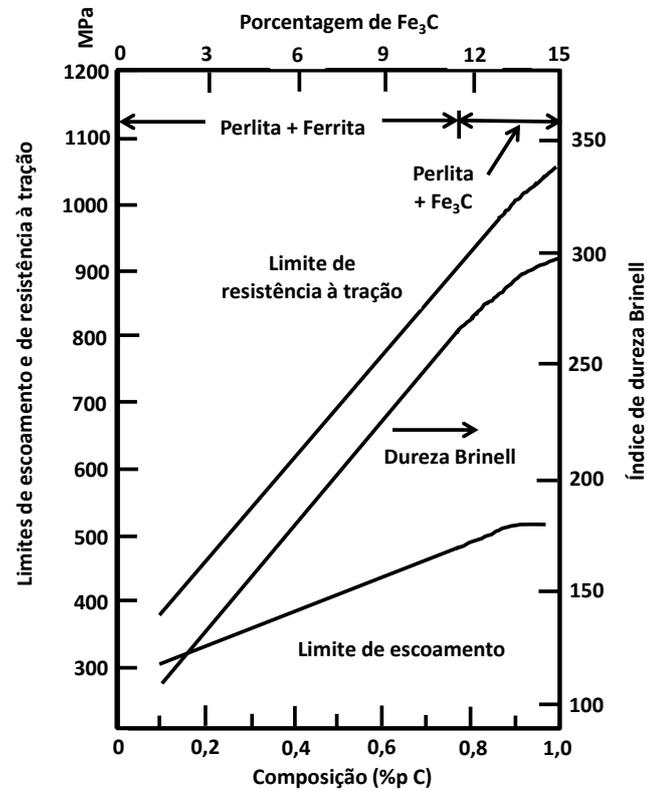


Figura 36: Relação entre % cementita (% em peso C) e limite de escoamento, resistência à tração e dureza.
Fonte: Adaptado de Callister (2007), p 245

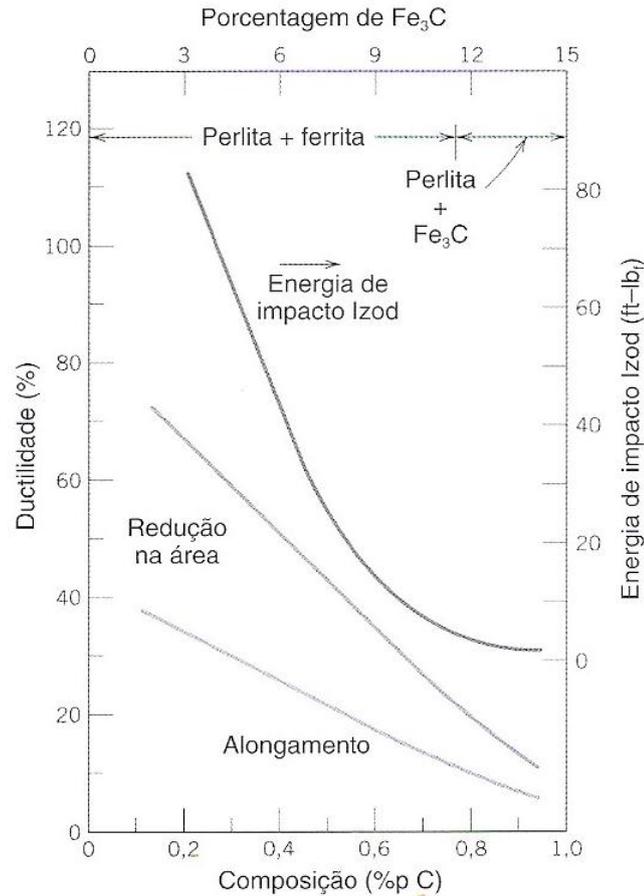


Figura 37: Relação entre % cementita (% em peso C) e ductilidade, energia de impacto e alongamento.
 Fonte: Adaptado de CALLISTER (2007), p 245

Por fim, outra microestrutura relevante para este trabalho é a martensita já descrita, mais dura e resistente se comparada às citadas anteriormente, mas ao mesmo tempo a mais frágil dentre elas, sendo praticamente irrisória qualquer absorção de energia e ductilidade medidas em laboratório, segundo explicam Colpaert (2008) e Callister (2007). Essas características são atribuídas à presença intersticial dos átomos de carbono que dificultam o movimento das discordâncias pelo efeito de solução sólida e aos poucos planos de escorregamento presentes na célula unitária tetragonal. Na Figura 38, é possível visualizar um comparativo de dureza entre martensita e perlita, ambas as microestruturas presentes na transformação a ser estudada neste trabalho.

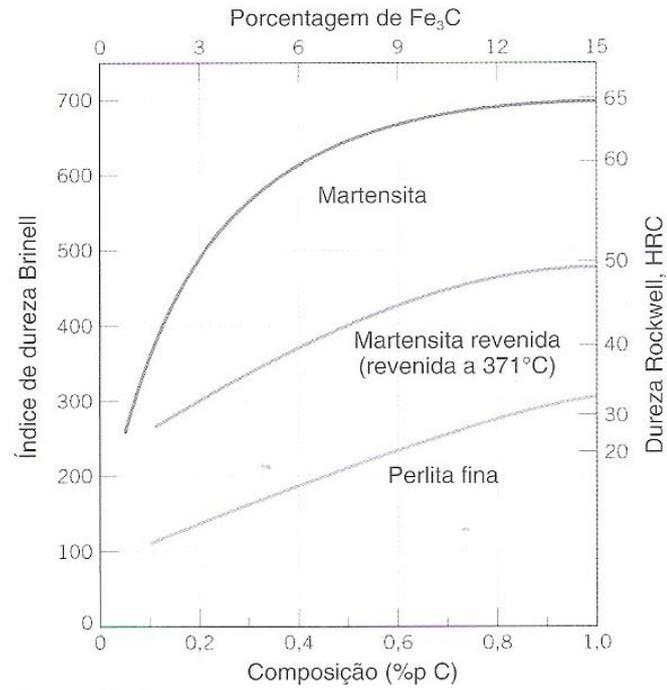


Figura 38: Comparativo de dureza entre martensita e perlita.
Fonte: Adaptado de Callister (2007), p 247

2.2 Mecânica da Fratura Elástica Linear (MFEL)

Para o estudo da mecânica da fratura, inicialmente, é fundamental definir os 3 modos de carregamento que uma trinca pode estar sujeita. Esta poderá estar sujeita a apenas um tipo de carregamento ou à combinação de alguns, os quais são ilustrados na Figura 39.

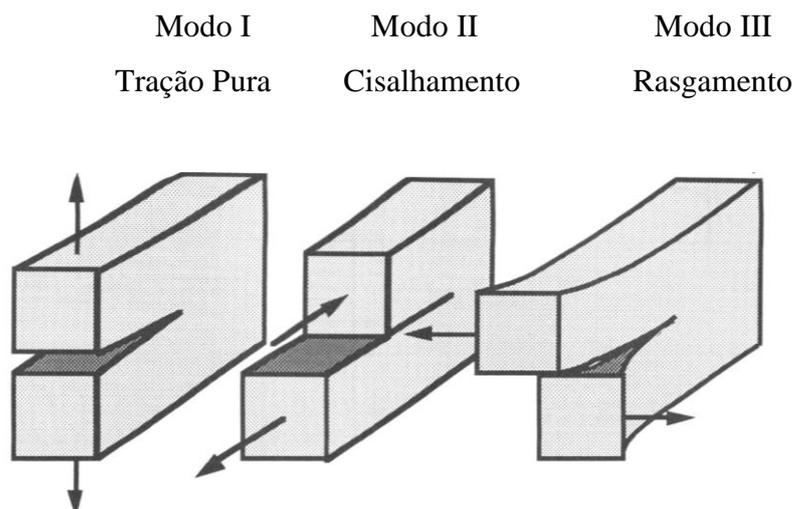


Figura 39: Modos de carregamento impostos à trinca.
Fonte: Adaptado de Anderson (1995), p. 53

O modo I trata-se de tração pura aplicando carga externa procurando abrir a trinca. Já o modo II é de cisalhamento cuja carga externa é aplicada paralelamente ao plano da trinca da direção de sua propagação. Finalmente, o modo III é outro tipo de cisalhamento, mas que a carga externa é aplicada na direção paralela ao plano da trinca, mas transversalmente à sua propagação. Por ser o principal modo que os componentes mecânicos são submetidos e também o mais crítico em termos de severidade, o foco de estudo será apenas o carregamento do tipo I. Caso haja algum modelo cujos modos atuem simultaneamente, os seus respectivos efeitos no cálculo dos fatores de intensidade de tensão, apresentado a seguir, devem ser somados pelo princípio da superposição linear.

Na sequência desta seção, os principais pontos da mecânica da fratura de interesse ao trabalho serão expostos, incluindo considerações elásticas, plásticas, lineares e não-lineares de deformação.

2.2.1 Visão atômica da fratura

Um componente mecânico fratura quando a tensão aplicada no nível atômico é suficiente para quebrar as ligações (forças atrativas) interatômicas. Como ilustrado na Figura 40 por Anderson (1995), pode-se plotar a energia potencial e consequentemente a força atrativa (ou repulsiva) como função da distância de separação entre os átomos.

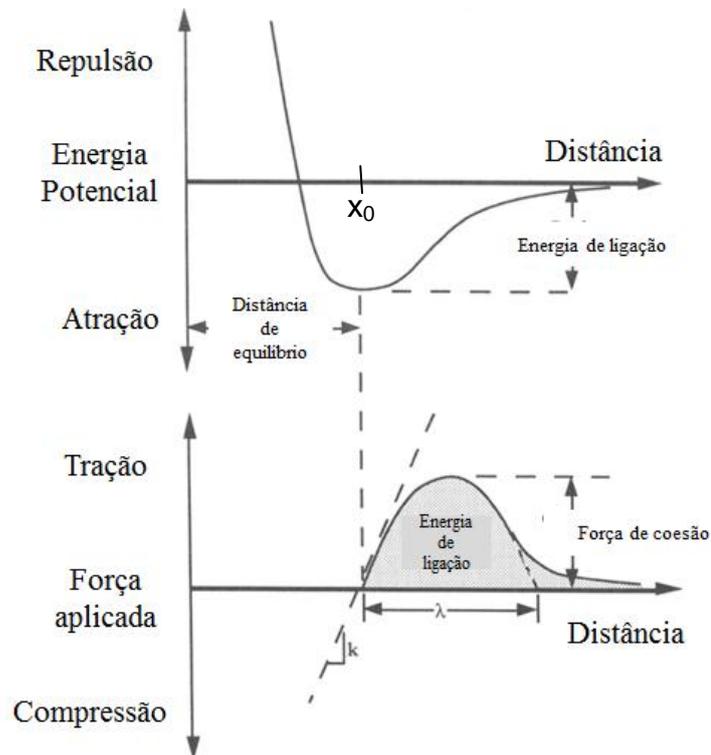


Figura 40: Energia potencial/ Força aplicada vs. distância entre átomos.
Fonte: Adaptado de Anderson, (1995) p.32

Segundo a Figura 40, o equilíbrio entre os átomos ocorre quando a energia potencial é a mínima possível, o que define uma distância interatômica de equilíbrio x_0 . Para aumentar a distância entre os átomos promovendo a separação, é necessária uma força externa suficiente para exceder a força de coesão entre os mesmos e quebrar a ligação atômica. A energia dessas ligações pode ser calculada pela integração da força na distância, na forma:

$$E_b = \int_{x_0}^{\infty} F dx \quad (3)$$

onde x_0 é a distância de equilíbrio entre dois átomos e F é a força externa aplicada para separá-los.

Outra definição necessária é a estimativa da força coesiva interatômica idealizando-se a relação força-deslocamento interatômico por uma função periódica de forma senoidal:

$$F = F_c \operatorname{sen}\left(\frac{\pi x}{\lambda}\right), \quad (4)$$

,onde λ é definido na Figura 40. Para pequenos deslocamentos, pode-se adotar a seguinte simplificação na forma linear:

$$F = F_c \left(\frac{\pi x}{\lambda}\right). \quad (5)$$

De posse da relação força-deslocamento interatômico, a rigidez da ligação atômica (k) pode ser estimada (adotando-se resposta mecânica proporcional $F = kx$) na forma

$$k = F_c \frac{\pi}{\lambda}. \quad (6)$$

Rearranjando a Equação (4) pela multiplicação de ambos os lados pelo número de ligações atômicas por unidade de área e a distância de equilíbrio, x_o , que é a mesma situação que multiplicar ambos os lados pelo inverso da distância de equilíbrio, converte a rigidez da ligação atômica, k , para módulo de elasticidade e força de coesão, F_c , em tensão de coesão, σ_c . Dessa forma, é apresentada a Equação (7) em função de σ_c :

$$k \frac{1}{x_o} = F_c \frac{\pi}{\lambda} \frac{1}{x_o} \rightarrow \sigma_c = \frac{E\lambda}{\pi x_o}, \quad (7)$$

onde $E = k/x_o$ e $F_c/x_o = \sigma_c x_o$.

Assumindo que λ é aproximadamente igual à distância de equilíbrio x_o , resulta

$$\sigma_c \approx \frac{E}{\pi}, \quad (8)$$

o que significa que a tensão coesiva teórica dos materiais se aproxima de 31,8 % do módulo de elasticidade daquele material.

Assim, a energia (denominada γ_s) necessária para que novas superfícies de fratura sejam geradas pelo rompimento de ligações, pode ser estimada na forma

$$\gamma_s = \frac{1}{2} \int_0^{\lambda} \sigma_c \operatorname{sen}\left(\frac{\pi x}{\lambda}\right) dx \quad , \quad (9)$$

sendo que esta energia de superfície por unidade de área é igual à metade da energia para fratura devido à formação de duas superfícies que são criadas quando o material fratura.

Resolvendo a integral da Equação (9), resulta:

$$\gamma_s = \sigma_c \frac{\lambda}{\pi} \quad . \quad (10)$$

Como a energia de superfície por unidade de área criada com a separação dos átomos deve ser igual à energia de fratura, pode-se substituir a Equação (7) na Equação (10) obtendo

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{E\gamma_s}{x_0}} \quad . \quad (11)$$

Assim, a energia γ_s reflete a energia total de ligações intermoleculares quebradas por unidade de área criada. Tais definições teóricas, no entanto, apresentam limitações quando as mesmas grandezas são mensuradas na prática, como discutido logo na sequência.

2.2.2 Efeito na concentração de tensão devido aos defeitos do material

Como mostrado na Equação (8), a tensão coesiva teórica de um material é aproximadamente o quociente entre o módulo de elasticidade (E) e π , no entanto a simples avaliação desta relação para alguns materiais usuais na engenharia, mesmo de comportamento frágil, demonstra severas discrepâncias. Por exemplo, aços de alta resistência utilizados para ferramentas ($E \approx 207$ GPa) apresentam tensão limite de resistência à tração na faixa 1280MPa (AISI 4340 normalizado a 870°C), o que significa 0,62% do módulo ou aproximadamente 52

vezes menor que a estimativa teórica. Estes desvios entre o valor real da tensão de fratura e a estimativa teórica é devido aos defeitos inevitavelmente presentes nos materiais reais (discordâncias, porosidades, inclusões, segundas fases, entre outras peculiaridades microestruturais e/ou geométricas). Tais desvios são ainda mais expressivos em microestruturas heterogêneas como dos ferros fundidos cinzentos.

Entretanto, do ponto de vista microestrutural, a fratura não pode ocorrer a menos que a tensão no nível atômico, mesmo que em uma região localizada, exceda a tensão coesiva do material. Tal ocorrência de tensões localizadas de grande magnitude é justamente propiciada pela existência de defeitos e descontinuidades locais que concentram (intensificam) as tensões.

A primeira análise quantitativa da concentração de tensões em um defeito tipo-trinca foi realizada por Inglis (1913). Sua análise se baseou em um furo passante elíptico em uma chapa plana de dimensões semi-infinitas (Figura 41), com tensão externa aplicada ortogonal ao eixo principal da elipse. Assumiu-se que o furo não é influenciado pelas dimensões da chapa, ou seja, a largura e o comprimento da chapa são muito maiores que a abertura da elipse ($2a_n$) em relação ao eixo principal e a altura da elipse no eixo secundário ($2b$), respectivamente.

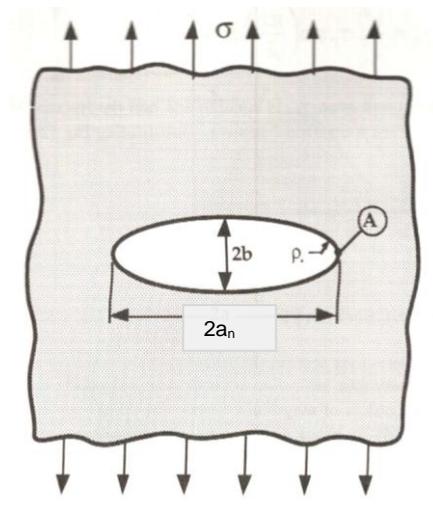


Figura 41: Esquema da análise de furo elíptico passante em placa semi-infinita feita por Inglis (1913).
Fonte: Adaptado Anderson (1995), p.34

Para valores da dimensão “ a_n ” grandes em relação à dimensão “ b ”, a elipse começa a se aproximar de uma trinca, com raio de ponta (ρ) reduzido. Para esse caso, Inglis (1913) definiu o valor da tensão na ponta da trinca (σ_A) como

$$\sigma_A = \sigma \left(1 + 2 \sqrt{\frac{a_n}{\rho}} \right), \quad (12)$$

onde

$$\rho = \frac{b^2}{a_n} \quad (13)$$

e denota o raio de curvatura da extremidade da elipse. σ é a tensão remota aplicada na chapa plana, a qual é tipicamente adotada para finalidade de projeto negligenciando defeitos já que é de determinação simples pela teoria clássica de mecânica dos sólidos.

Sendo a dimensão a_n relativamente maior que b , tem-se uma equação que dá uma boa aproximação da concentração de tensão devido a um entalhe que não é elíptico exceto em sua ponta, na forma

$$\sigma_A = 2\sigma \left(\sqrt{\frac{a_n}{\rho}} \right). \quad (14)$$

Ainda, para o modelo de placa de Inglis (1913) apresentado na Figura 41, Dowling (1998) considera um estado bi-axial sendo a espessura mínima tal para considerar estado plano de tensão. Sendo que o furo elíptico é considerado pequeno em relação à largura da placa e a tensão remota uniforme é aplicada no maior comprimento deste furo, pode-se notar na Figura 42 que o campo de tensão é alterado pela presença do furo elíptico.

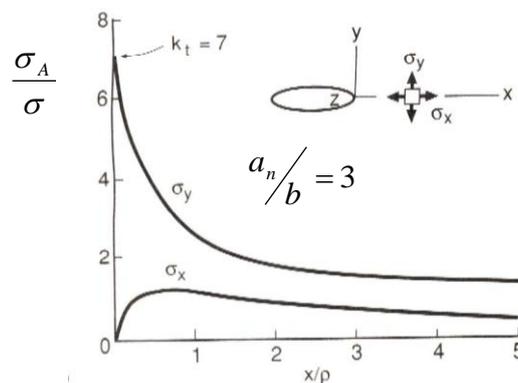


Figura 42: Distribuição da tensão ao longo do eixo X para furo elíptico com $a_n/b = 3$ em placa semi-infinita. Fonte: Dowling (1998), p. 289

De acordo com a Figura 42, fica evidenciada a influência do furo elíptico na distribuição de tensões em relação ao eixo Y e ao longo do eixo X. Conforme há distanciamento em relação ao furo, a tensão em Y vai se aproximando da tensão externa remota aplicada (σ), ou seja, quanto mais próximo do furo, a tensão vai aumentando tendo o valor máximo na ponta da elipse. Ao mesmo tempo, a tensão na direção ao longo do plano da trinca (X) é gerada devido a não uniformidade das deformações transversais (diferentes níveis de restrição à deformação). A tensão em X na superfície livre do entalhe ($x=0$) é zero podendo sofrer contração lateral mas sem qualquer restrição de nenhum dos lados; dessa forma, σ_x aumenta conforme há distanciamento da ponta do entalhe, mas diminui gradativamente conforme se distancia ainda mais devido à diferença na deformação longitudinal entre os elementos adjacentes que se torna pequena conforme a tensão σ_y diminui com valores maiores em X. Portanto, σ_x aumenta de forma acentuada com o início do aumento da distância X (a partir da ponta do entalhe) e em seguida, reduz mais gradualmente como explica Dieter (1988).

Outra comparação relevante de Dieter (1988) trata sobre as condições no estado plano de tensão (EPT) e estado plano de deformação (EPD) em um estado triaxial. Para condição de EPT, as condições de tensão encontradas em uma placa fina na direção da espessura (em z) são pequenas ou podem ser ignoradas sendo $\sigma_z=0$ quando a espessura for muito pequena. Todavia, no EPD, a tensão nesta direção não é ignorada e é relacionada com as tensões nas outras direções pelo coeficiente de Poisson; neste caso, a tensão na direção Z reduz a zero do centro do entalhe até as duas superfícies livres externas, mas é máxima no centro. Isso leva a concluir que existe a formação de um estado de triaxialidade na proximidade da ponta do entalhe, mais severo no centro da espessura pela maior triaxialidade de tensões.

Este valor máximo depende das proporções do furo elíptico e do raio da ponta conforme Equações (12 e 14). O cálculo das tensões envolvidas como função das coordenadas x e y será apresentado mais adiante.

Ainda para as mesmas Equações (12 e 14) e considerando na ponta de uma trinca real $\rho \approx 0$ (pois a ponta de uma trinca real tem dimensões de ordem de grandeza comparável à distância interatômica), pode-se prever que a tensão seria infinita na ponta da trinca. Tal fato não é possível já que nenhum material suportaria qualquer tensão externa infinita. Na verdade, a Equação (14) se trata de um modelo matemático com validade na região ligeiramente adiante da ponta do entalhe, e não descreve fenômenos de plasticidade localizada e relaxação de tensões, ocorrendo exatamente na ponta do defeito.

Fazendo uma análise na pior situação para que fosse desprezada a ocorrência de deformação plástica do material, o menor raio da ponta da trinca seria o raio atômico. Sendo isso, $\rho = x_0$, tem-se:

$$\sigma_A = 2\sigma \left(\sqrt{\frac{a_n}{x_0}} \right) \quad (15)$$

Ainda em análise à Equação (14), se a carga aplicada não for muito alta, os átomos do material podem se acomodar na presença de uma fina trinca de tal forma que a tensão teoricamente infinita torna-se finita. Em geral, deformações plásticas altas ocorrem na proximidade da ponta da trinca, sendo que a região onde o material plastifica é chamada de zona plástica e “acomoda” as deformações localizadas, evitando a singularidade de tensão. Materiais estritamente frágeis (como vidros e cerâmicas), ou certos polímeros e diversos compósitos apresentam outros mecanismos de relaxação de tensões na ponta de defeitos, como microtrincamento, que não serão abordados aqui. Informações complementares podem ser encontradas nas obras de Dowling (1998) e Anderson (1995).

Para o interesse deste trabalho, alta deformação na ponta da trinca (originalmente pontiaguda) resulta em uma ponta fina, mas atenuada por um pequeno raio fruto da zona plástica, nunca zero. Na Figura 43, esquematiza-se a zona plástica em metais e comparar a condição teórica com uma mais realista de uma trinca e seu resultante estado de tensões.

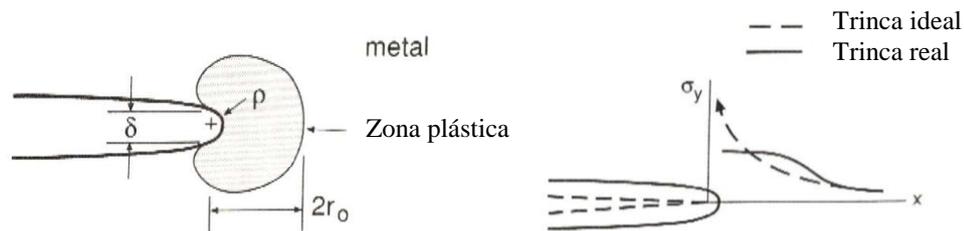


Figura 43: Zona plástica em metais e condições ideal e real na ponta da trinca.

Fonte: Adaptado de Dowling (1998), p. 290

Se considerado que a fratura ocorre quando a tensão de coesão entre os átomos é igual à tensão na ponta da trinca no modelo de Inglis (1913) ($\sigma_A = \sigma_c$), de posse das Equações (11 e 15) resulta a Equação (16).

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{E\gamma_s}{4a_n}} \quad (16)$$

Anderson (2005) cita que a Equação (16) deve ser vista como uma estimativa da tensão para falha, pois a suposição de Inglis (1913) para esta análise não é estritamente válida em nível atômico. Ainda na mesma referência, outros autores mencionados argumentam que obtiveram resultado similar a partir de simulações numéricas bi-dimensionais nas quais os “átomos” foram conectados por molas não-lineares, resultando na Equação (17).

$$\sigma_f = \alpha_1 \sqrt{\frac{E\gamma_s}{a_n}} \quad (17)$$

Neste caso, α_1 é uma constante que depende da suposição da lei de evolução força vs. deslocamento atômico considerada para a Equação (5).

2.2.3 Balanço de energia de Griffith

Para explicar a formação de uma trinca, Griffith (1920) aplicou a Primeira Lei da Termodinâmica e a lógica de que quando um sistema sai de um estado de desequilíbrio para um em equilíbrio, a energia cai. Abaixo, há a transcrição da teoria formulada por Griffith (1920):

“Pode ser suposto, para a presente proposta, que a trinca é formada por uma repentina aniquilação das trações atuantes na superfície. No instante seguinte a esta operação, as deformações, e além da energia potencial em consideração, têm seus originais valores; mas, em geral, o novo estado não está em equilíbrio. Se este não é um estado de equilíbrio, então, pelo teorema da energia potencial mínima, a energia potencial é reduzida para se atingir o equilíbrio; se este é um estado de equilíbrio, a energia não muda.”

Em outras palavras, uma trinca irá se formar ou propagar somente se a energia total diminuir ou se mantiver constante.

Para demonstrar a teoria de Griffith (1920), a Figura 44 ilustra o esquema básico de sua análise.

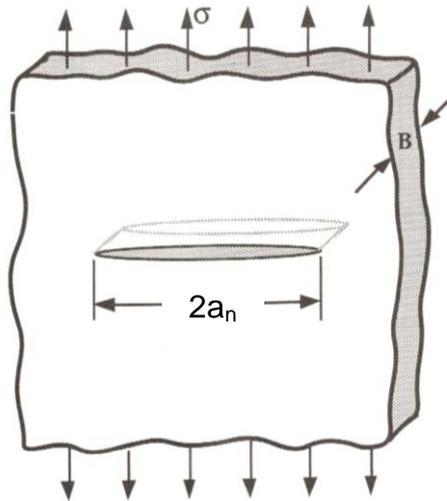


Figura 44: Esquema da análise feita por Griffith (1920).
Fonte: Adaptado de Anderson (2005), p. 30

Considera-se que a placa está sujeita a uma tensão externa remota e possui uma trinca de dimensão “ $2a_n$ ” ao longo do comprimento. É assumido que a largura da placa é muito maior que a dimensão da trinca presente e que há um estado plano de tensão.

Para que a trinca aumente de tamanho, a energia potencial precisa estar disponível em quantidade suficiente na placa para superar a energia de superfície do material (atração interatômica). Segundo Anderson (2005) se referindo à teoria de Griffith, um incremento de área na trinca dA , sob condição de equilíbrio, pode ser descrito como:

$$\frac{dEn}{dA} = \frac{d\Pi}{dA} + \frac{dW_s}{dA} = 0 ; \quad (18)$$

ou ainda:

$$-\frac{d\Pi}{dA} = \frac{dW_s}{dA} , \quad (19)$$

onde En é a energia total, Π é a energia potencial fornecida por uma energia de deformação interna e forças externas, e W_s é o trabalho necessário para criar uma nova superfície.

Valendo-se da análise de tensão feita por Inglis (1913), Griffith (1920) mostrou que:

$$\Pi = \Pi_o - \frac{\pi\sigma^2 a_n^2 B_n}{E} , \quad (20)$$

onde Π_0 é a energia potencial inicial (sem trinca) e B_n a espessura da placa.

Como a formação de uma trinca necessita da criação de duas superfícies (a de cima e a de baixo), considerando a Equação (10) onde é definido γ_s , e também a definição para tensão remota ($\sigma = F/A$), resulta área de superfície $A = 4a_n B_n$ e o trabalho necessário, W_s , pode ser calculado como

$$W_s = 4a_n B_n \gamma_s . \quad (21)$$

Finalmente da Equação (19), obtém-se que

$$-\frac{d\Pi}{dA} = \frac{\pi\sigma^2 a_n}{E} \quad (22)$$

e

$$\frac{dW_s}{dA} = 2\gamma_s . \quad (23)$$

Operando com as Equações (22) e (23), pode-se obter a tensão de fratura segundo a teoria de Griffith (1920) na forma

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi a_n}} . \quad (24)$$

Pode-se notar que essa tensão de fratura é inversamente proporcional à raiz quadrada do comprimento da trinca, assim como ocorre para a Equação (17) referente ao modelo de Inglis.

Fazendo uma análise comparativa entre as Equações (17) e (24) obtidas a partir do critério de tensão local de Inglis (1913) e pela teoria de Griffith (1920), percebe-se a grande similaridade entre elas. Todavia, ao se calcular a tensão de fratura por ambas, nota-se também uma grande discrepância entre os valores previstos pelas duas formulações.

Essa discrepância está ligada ao raio da ponta da trinca ser maior que o espaçamento atômico. Como pode ser visto na Equação (20), a energia armazenada devido à formação da

trinca não tem influência do raio do entalhe tão logo a dimensão longitudinal da trinca é muito mais representativa que a dimensão transversal, isto é, a teoria do balanço de energia não sofre influência do raio da trinca. Já o critério de tensão local mostra que a tensão de fratura sofre influência expressiva do raio da ponta do entalhe.

Porém, a diferença entre os critérios pode ser resolvida pela visualização da fratura como nucleação e crescimento. Quando a tensão total e o tamanho da trinca satisfazem o critério de balanço de energia, há energia suficiente para crescimento da trinca, mas a fratura precisa ser antes nucleada.

A título de informação, a nucleação de uma trinca pode ocorrer a partir de diversos disparadores como: rugosidade superficial na ponta de um defeito que atue como um concentrador de tensão; microtrinca próxima à ponta do defeito principal com raio finito.

Segundo Anderson (2005), a Equação (24) obtida por Griffith (1920) é válida apenas para sólidos frágeis e se mostra imprecisa para metais dúcteis pelo efeito de plasticidade presente e decorrente consumo de energia para movimentação de discordâncias. De acordo com o mesmo, Irwin (1948, 1957) propõe uma modificação na Equação (24) capaz de considerar a deformação plástica por meio de uma correção, na forma

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2E(\gamma_s + \gamma_p)}{\pi a}}, \quad (25)$$

onde γ_p é o trabalho plástico por unidade de área das superfícies criadas. Isto significa que Irwin (1948, 1957) considera as parcelas elástica e plástica da energia para fratura de forma independente, ou seja, como afirma Reed-Hill (1994), a tensão aplicada deve prover energia suficiente para criar superfícies trincadas (propagação da trinca) e ao mesmo tempo deformar plasticamente o material do entorno do defeito.

Ainda Anderson (2005) afirma que em sólidos frágeis, uma trinca pode ser formada meramente por quebra de ligações atômicas sendo que γ_s reflete a energia total de quebra de ligações por unidade de área. Quando uma trinca se propaga através de um metal, porém, um movimento de discordâncias ocorre na vizinhança da ponta da trinca, resultando em uma dissipação de energia adicional, necessitando da incorporação da parcela γ_p .

De uma forma mais geral, a Equação (25) pode ser escrita em termo da energia para fratura (w_f), que leva em consideração efeitos elásticos, plásticos, viscoelásticos ou viscoplásticos de acordo com o material, na forma

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2E(w_f)}{\pi a}} \quad (26)$$

Como observação final, é preciso atenção quando aplicada a Equação (26) para materiais que apresentam deformação não-linear. O modelo de Griffith (1920), em especial a Equação (20), se aplica somente para materiais com comportamento elástico linear; assim, o comportamento global da estrutura precisa ser elástico e com evolução tensão *vs.* deformação proporcional. Qualquer efeito não-linear (plasticidade, por exemplo), deve ficar restrito a uma pequena região próxima à ponta da trinca. Outra consideração para Equação (26) é que w_f é considerado constante, o que na prática não ocorre, pois em materiais dúcteis, w_f aumenta com crescimento da trinca (ANDERSON, 2005). Para o presente trabalho, uma grande preocupação reside na adequação da mecânica da fratura elástica-linear para os ferros fundidos cinzentos em estudo, já que como mostrou a Figura 29 e diversos resultados experimentais obtidos, o material é não-linear. Esta questão será tratada em mais detalhes, adiante.

2.2.4 Taxa de liberação de energia (G)

Para que a MFEL possa ser aplicada em problemas de engenharia suportada pelos desenvolvimentos de Griffith (1920) apresentados acima, foi proposto por Irwin (1957) o parâmetro G, também conhecido como taxa de liberação de energia (ANDERSON, 2005) equivalente ao modelo de Griffith (1920). Este parâmetro tem o potencial de descrever as condições de fratura (severidade da sollicitação) como função da geometria do componente e do carregamento remoto aplicado como apresentado abaixo, sendo considerado como uma “força motriz de trinca”. Todavia, a região de deformação plástica deve ser pequena para que sua validade seja mantida (ANDERSON, 2005).

A taxa de liberação de energia (G) é a variação da energia potencial por aumento de área da trinca dada na forma

$$G = -\frac{d\Pi}{dA}, \quad (27)$$

Dowling (1998) e Anderson (2005) argumentam que a energia potencial liberada é a quantidade de energia usada para aumentar o comprimento da trinca sendo esta aproximação

realista somente para materiais que fraturam sem deformação plástica relevante. Para materiais dúcteis, a maior parte da energia potencial liberada é usada para deformar plasticamente a região próxima à ponta da trinca; assim, o G é somente aplicável para esses materiais caso a zona plástica seja pequena (a ser discutido adiante).

Uma das vantagens do uso de um parâmetro como o G é que, utilizando-se a Equação (27), a taxa de liberação de energia potencial pode ser calculada para uma geometria de interesse. Como exemplo, para a placa plana com trinca elíptica da teoria de Griffith (1920), G é calculado na forma

$$G = \frac{\pi\sigma^2 a}{E}, \quad (28)$$

sendo que as dimensões características da geometria podem ser vistas na Figura 44.

Do ponto de vista de avaliação de integridade em problemas de engenharia, no entanto, o parâmetro G (e sua abordagem também elástica-linear suportada em energia) apresenta limitações e pode ser complementado pela análise das tensões à frente do defeito como discutido abaixo.

2.2.5 Análise de tensões à frente das trincas e o fator de intensidade de tensões (K)

Uma vez tratadas do ponto de vista de energia na seção anterior, as trincas podem ter sua propagação estudada em termos das tensões atuantes em suas proximidades. Neste cenário, a distribuição das tensões que a ponta da trinca está sujeita pode ser descrita (tomando a ponta da trinca como origem) por funções inversamente proporcionais à distância (r) e dependentes do ângulo (θ - do eixo x até a direção do raio r em estudo) do ponto em análise, na forma (DIETER, 1988 e REED-HILL, 1994)

$$\begin{aligned} \sigma_x &= \sigma \sqrt{\frac{a_n}{2r}} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right) \right] \\ \sigma_y &= \sigma \sqrt{\frac{a_n}{2r}} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right) \right] . \\ \tau_{xy} &= \sigma \sqrt{\frac{a_n}{2r}} \left[\operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right] \end{aligned} \quad (29)$$

Essas equações são válidas para modelo de placa plana com uma trinca de comprimento “ a_n ” presente no seu centro, material isotrópico com comportamento elástico-linear e raio da trinca “ ρ ”. Estas são válidas à frente da ponta da trinca e definidas usando teoria linear de elasticidade. A Figura 45 indica os eixos de referência e os outros parâmetros de interesse.

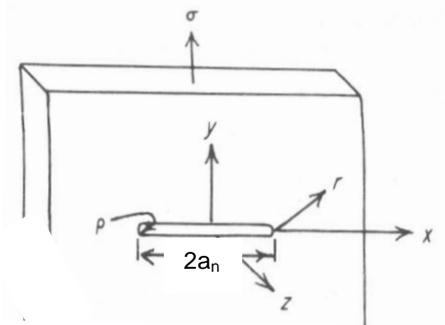


Figura 45: Modelo para definição das tensões na ponta da trinca.
Fonte: Dieter (1988), p. 351

De acordo com a Equação (29), as tensões presentes na ponta da trinca estão todas diretamente ligadas à tensão externa remota aplicada na placa (σ) e à raiz quadrada da metade do comprimento da trinca (a_n). A partir dessa semelhança, é possível definir um novo parâmetro chamado fator de intensidade de tensão (K) como descritor unívoco das tensões à frente de um defeito para condições de validade da MFEL. O K é somente função da tensão remota aplicada e da geometria do componente e uma vez combinado com expressões como a Equação (29), fornece a distribuição de tensões à frente da trinca. Para a placa plana das Figuras 44 e 45, por exemplo, K é definido como

$$K = \sigma \sqrt{\pi a_n} . \quad (30)$$

Em suma, esse fator de intensidade de tensão é quem define a magnitude da tensão devido a uma singularidade, de um defeito ou uma trinca sendo que este é responsável por determinar como as tensões estão distribuídas na região próxima da ponta do defeito. Formulações para variadas geometrias podem ser encontradas em Anderson (2005).

Definido o valor de K atuante na estrutura, um dos mais importantes conceitos na mecânica da fratura, a próxima etapa é determinar os valores críticos de K (denominados K_{Ic} - tenacidade à fratura em termos do parâmetro K). Este valor crítico representa o valor do fator de intensidade de tensões (K) para o qual a combinação entre tensão atuante e tamanho da

trinca conduz à propagação instável do defeito. Estes valores são propriedade do material desde que a MFEL seja válida (reduzida plasticidade) e garantem as condições de similitude espécime-estrutura. O mesmo cenário acontece para o parâmetro G : admite-se um valor G_c como sendo propriedade do material e é esperado que a falha ocorra para G atuante igual a G_c . Entretanto, a utilização prática de G é diminuta e não será aprofundada no trabalho.

Segundo a ASTM E399 (2010), Anderson (1995), Dieter (1988) e Reed-Hill (1994), tenacidade à fratura, K_{Ic} , é uma propriedade do material sendo independente da geometria do componente, carga externa submetida ou comprimento da trinca. Ainda, esta propriedade descreve a resistência do material à falha na presença de uma trinca sob tensão em regime predominante elástico linear.

Dowling (1998), Anderson (2005) e a ASTM E399 (2010) explicam também que a determinação experimental de K_{Ic} depende de fatores externos ao material como temperatura, velocidade do teste, corrosão, tratamento térmico, práticas de fusão, impurezas, inclusões, mas independe do tamanho e da geometria do corpo trincado. Todavia, faz-se necessária uma análise quanto às condições presentes na proximidade da ponta da trinca quanto ao estado plano que está agindo (tensão ou deformação) para que exista a validade da MFEL, como que será explorado mais adiante. Como exemplo desta dependência com fatores externos, K_{Ic} aumenta com aumento da temperatura e diminui com aumento da taxa de carregamento, maiores informações sobre essas dependências podem ser encontradas nas referências acima.

2.2.6 Relação entre fator de intensidade de tensão (K) e a Taxa de liberação de energia (G)

Nos tópicos anteriores, foram descritos dois parâmetros que descrevem o comportamento das trincas sob regimes predominantemente elástico-lineares. Um deles é o fator de intensidade de tensões, K , cuja finalidade é descrever as tensões e também deformações e deslocamentos na vizinhança da ponta de uma trinca; já o outro, taxa de liberação de energia, G , descreve a variação da energia potencial de acordo com aumento do comprimento da trinca. Embora ambos tratem do mesmo assunto, o K descreve o fenômeno de forma mais localizada e com argumentos de mecânica dos sólidos que envolvem as equações de compatibilidade e demais condições da mecânica dos meios contínuos; já a G descreve o fenômeno de forma mais global e envolvendo energia.

No caso de materiais com comportamento elástico-linear, K e G são diretamente relacionados. Para demonstração desta relação, considera-se uma placa plana com uma trinca central cujas dimensões são pequenas em comparação ao tamanho da placa (Figura 44).

Também, usa-se o Modo I de carregamento que a trinca está sujeita definido anteriormente, juntamente com as Equações (28) e (30) demonstradas para cálculo de G e K para esta configuração, respectivamente. A combinação de tais formulações permite obter a Equação (31) que os correlaciona, na forma

$$G = \frac{K_I^2}{E} . \quad (31)$$

Apenas uma ressalva deve ser feita para a Equação (31) quanto ao módulo de elasticidade (E) a ser adotado dependendo das condições que estão sendo analisadas. Para a condição de estado plano de deformações, o módulo de elasticidade deve levar em consideração o coeficiente de Poisson (já que pela restrição de deformações uma rigidez “aparente” superior se estabelece); já para o estado plano de tensões, o módulo de elasticidade deve ser aplicado diretamente, ou seja:

$$E' = E \quad (\text{EPT}) ; \quad (32)$$

$$E' = \frac{E}{1 - \nu^2} \quad (\text{EPD}) . \quad (33)$$

Ao final de forma a generalizar a Equação (31), esta se tornará:

$$G = \frac{K_I^2}{E'} . \quad (34)$$

Embora a Equação (34) tenha sido demonstrada a partir de um modelo específico de placa plana com dimensões maiores que as dimensões da trinca central, esta é válida para qualquer configuração geométrica e material sob validade da MFEL.

Irwin (1948, 1957) demonstrou essa aplicabilidade considerando uma trinca de comprimento inicial $a_n + \Delta a$ sujeita ao Modo I de carregamento. Ao se aplicar uma carga compressiva nas faces da trinca entre $x=0$ e $x=\Delta a$ de magnitude suficiente para fechar a trinca nesta região, o trabalho necessário para fechar a trinca é relativo à respectiva taxa de liberação de energia, G . Abaixo, a Figura 46 ilustra esse modelo e o leitor é remetido ao livro de

Anderson (2005) para maiores detalhes e as demonstrações adicionais. Adota-se, para este trabalho, portanto, a validade da direta relação entre G e K sob validade da MFEL.

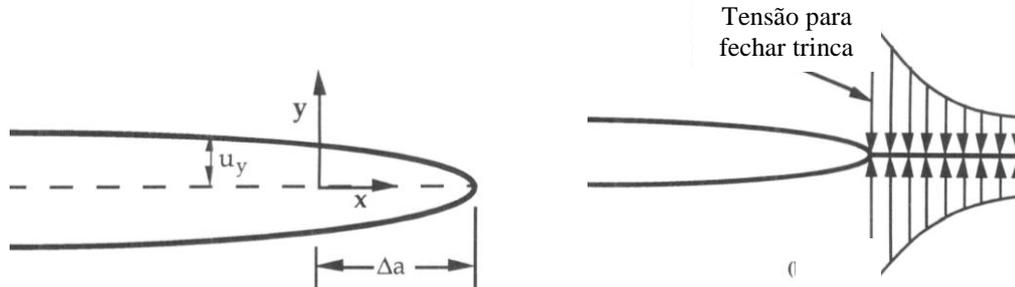


Figura 46: Modelo para demonstração da generalidade da relação entre K e G .
Fonte: Adaptado de Anderson (1995), p. 71

2.2.7 Tamanho da zona plástica e limitações de plasticidade na MFEL

Como descrito anteriormente pelas Equações (12 e 14), teoricamente, a tensão na ponta da trinca seria infinita (pois $\rho \approx 0$). Todavia, na prática, um material não resistiria a tal tensão e por isso, uma vez carregada uma trinca, esta se atenua, formando uma região de plasticidade e encruamento, como já comentado. Para a MFEL ser aplicada com precisão, esta região, chamada de zona plástica, deve estar dentro de certos limites definidos pelas normas, como explicam Dowling (1998) e Anderson (2005).

A partir de grandezas como a tensão de cisalhamento octaédrica e a tensão hidrostática, é possível estimar o tamanho da zona plástica e em seguida compará-la com a espessura do componente em análise, profundidade de trinca e outras dimensões características relevantes. Para caso de estado plano de tensão, a tensão em z e as tensões de cisalhamento são nulas e, portanto

$$\sigma_{xx} = \sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \quad . \quad (35)$$

Adotando o critério da máxima tensão octaédrica de cisalhamento (von Mises) para descrição da plasticidade resulta que $\sigma_{xx} = \sigma_{yy} = \sigma_{LE}$. Com isto, define-se que a extensão da zona plástica (no eixo x – onde $\theta = 0$) para estado plano de tensão é dado por

$$r_{o\sigma} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{LE}} \right)^2, \quad (36)$$

sendo este método de definição da extensão da zona plástica baseado na aproximação de Irwin (1948, 1957) como apresentado por Reed-Hill (1994) e Anderson (2005).

Na Figura 47, encontra-se uma ilustração esquemática da localização desta região logo após a ponta da trinca e a distribuição de tensões respectivas.

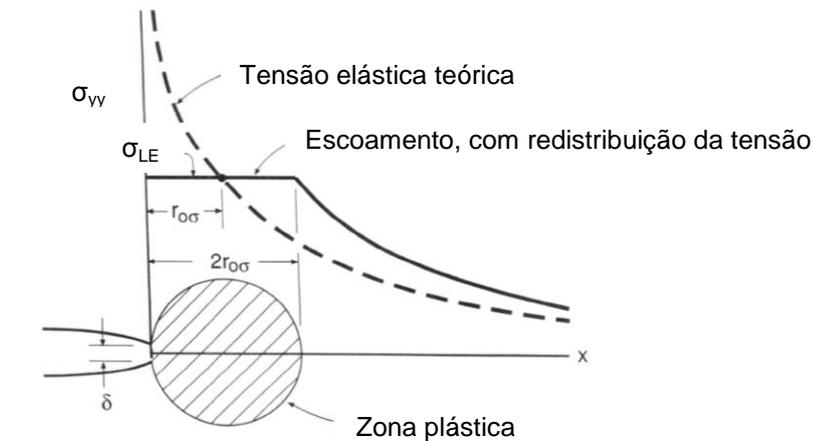


Figura 47: Localização da zona plástica e distribuição de tensões.
Fonte: Adaptado de Dowling (1998), p. 330

Analisando a Figura 47, existe uma curva teórica de tensão elástica com a presença de uma singularidade (linha tracejada) e que segue o campo de tensões definido por K (Equação (27)). Pode-se ver também, que pelo escoamento ocorrido na zona plástica, o valor da tensão na ponta da trinca é menor que o teórico (sendo representado pela linha contínua) e pelo equilíbrio local existe uma translação do campo elástico para a direita. Por este motivo, grandes zonas plásticas fazem com que os campos elásticos reais (linha sólida) sejam muito deslocados e não sejam mais descritos pelo parâmetro K (linha tracejada), invalidando a MFEL. Quando isto ocorre, diz-se que foi perdida a “dominância K ”, ou seja, as tensões não são mais dominadas pelo parâmetro na região à frente da trinca. Portanto, não se espera que K_{Ic} medido naquele componente seja independente da geometria e propriedade do material.

A mesma análise pode ser feita para estado plano de deformação. Neste caso, a tensão na direção z é de tração, mas a deformação nesta direção é nula, o que eleva a tensão nas outras direções x e y , respectivamente pela restrição gerada pela porção de material ao redor, aumentando a tensão necessária para escoamento e diminuindo a zona plástica. Para este caso, o critério de escoamento adotado é da tensão hidrostática devido à restrição geométrica

imposta. Dessa forma, o escoamento ocorre quando $\sigma_{yy} = \sqrt{3}\sigma_{LE}$ e, portanto, a extensão da zona plástica para estado plano de deformação (no eixo x – onde $\theta = 0$) é estimado como

$$r_{o\sigma} = \frac{1}{6\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{LE}} \right)^2 . \quad (37)$$

Para uma geometria esquemática de placa plana com trinca lateral passante (semi-elíptica), na Figura 48 é possível comparar o tamanho da zona plástica em cada tipo de estado plano. Nota-se que sob Estado Plano de Deformações (EPD), a zona plástica é bastante menor que em Estado Plano de Tensões (EPT). Assim, a existência de uma condição de EPD é preferível e buscada quando do estabelecimento de critérios de validade para a MFEL.

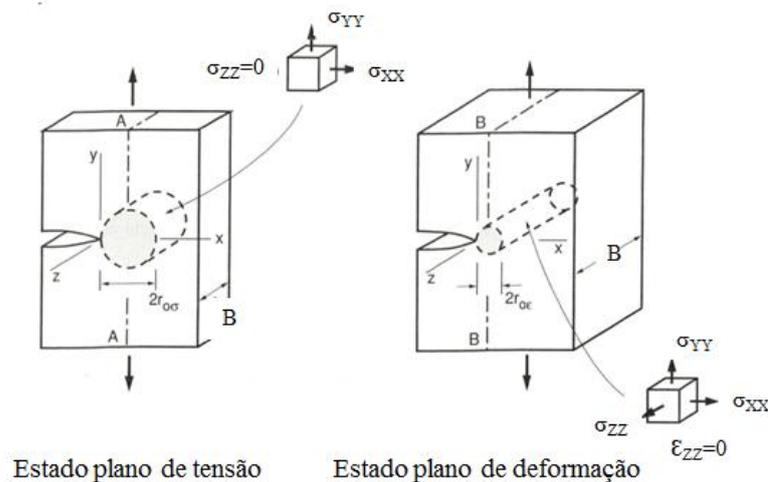


Figura 48: Comparação do tamanho da zona plástica sob EPT e EPD.
Fonte: Adaptado de Dowling (1998), p. 331

Uma análise nas Equações (36) e (37) demonstra que a zona plástica pode aumentar caso o fator de intensidade de tensão aumente ou pode diminuir caso o material apresente maior limite de escoamento.

Uma abordagem alternativa para definição da forma e tamanho da zona plástica é apresentada por Anderson (2005), utilizando o critério de von Mises para EPT e EPD como mostrado pelas Equações (38 e 39), respectivamente. Para fins de fácil comparação, a Figura 49 apresenta a diferença entre as dimensões e também o formato geométrico das zonas plásticas previstas sob EPT e EPD.

$$r_{Mises\sigma}(\theta) = \frac{1}{4\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{LE}} \right)^2 \left[1 + \cos\theta + \frac{3}{2} \text{sen}^2\theta \right] \quad (38)$$

$$r_{Mises\varepsilon}(\theta) = \frac{1}{4\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{LE}} \right)^2 \left[(1 - 2\nu)^2 (1 + \cos\theta) + \frac{3}{2} \text{sen}^2\theta \right] \quad (39)$$

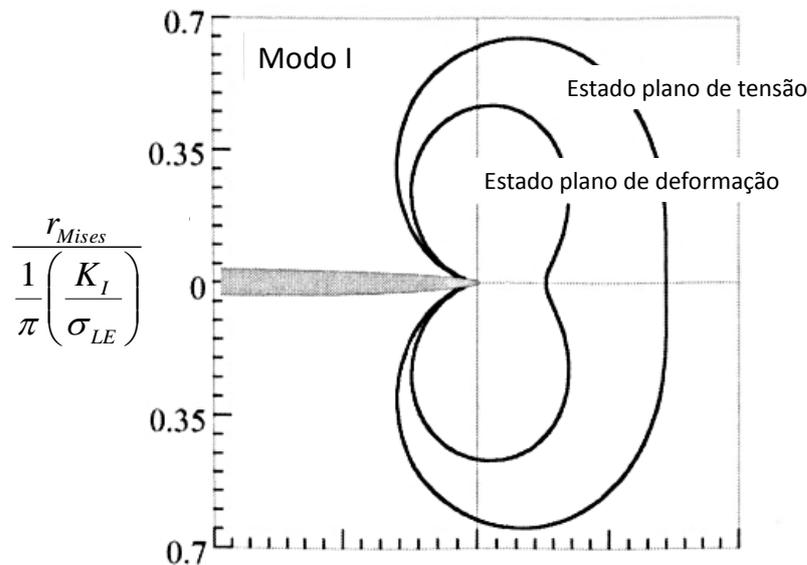


Figura 49: Comparativo do tamanho da zona plástica sob os diferentes estados planos.

Fonte: Adaptado de Anderson (2005), p. 68

2.2.8 Estado plano de tensão vs. estado plano de deformação na espessura

Para que as condições de validade do parâmetro K (e da MFEL) possam ser devidamente estabelecidas e entendidas, é interessante estudar como os estados planos de tensões e deformações se desenvolvem ao longo da espessura de componentes trincados. Novamente, o modelo analisado é uma placa plana com uma trinca semi-elíptica carregada externamente e normalmente ao plano da trinca, como ilustra a Figura 50.

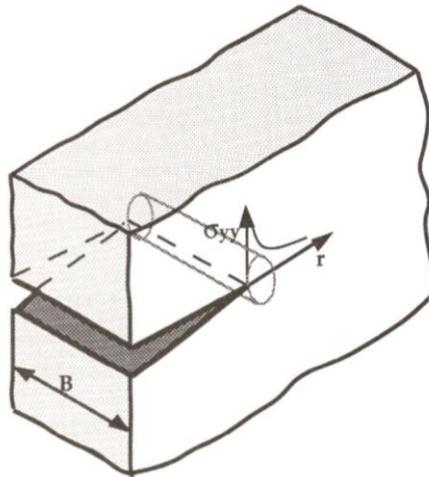


Figura 50: Modelo placa plana com trinca carregada.
Fonte: Anderson (2005), p. 73

A Figura 50 faz uma simplificação da zona plástica como sendo uniforme ao longo da frente da trinca, o que não se verifica na prática. Devido à tensão normal gerada no plano da trinca (direção y da Figura 50), o material tenta se contrair nas direções x e z . Todavia, este é impedido devido ao material da vizinhança estar menos deformado, causando um estado triplo de tensões (ETT) logo à frente do defeito ($\sigma_{zz} \neq 0$). A Figura 51 ilustra esquematicamente a tendência de contração lateral experimentada na frente de trincas.

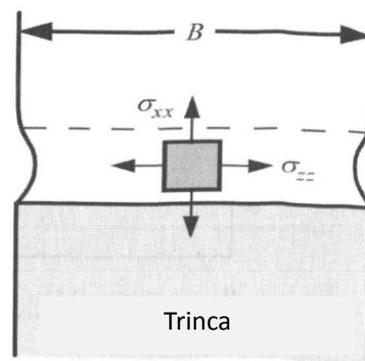


Figura 51: Tendência de contração nas direções x e z gerando a chamada triaxialidade de tensões.
Fonte: Adaptado Anderson (2005), p. 73

Ainda avaliando a Figura 51, nas superfícies livres laterais à trinca a tensão em z obrigatoriamente deve decrescer a zero e o estado tri-axial nas adjacências é de menor magnitude. Já no interior da placa, a tensão em z é elevada pela restrição à deformação e o nível do estado tri-axial é elevado. O estado de tensão nesta região central é portanto

essencialmente plano de deformação (EPD). Esta mudança de regime de deformação pode ser vista na Figura 52 a seguir.

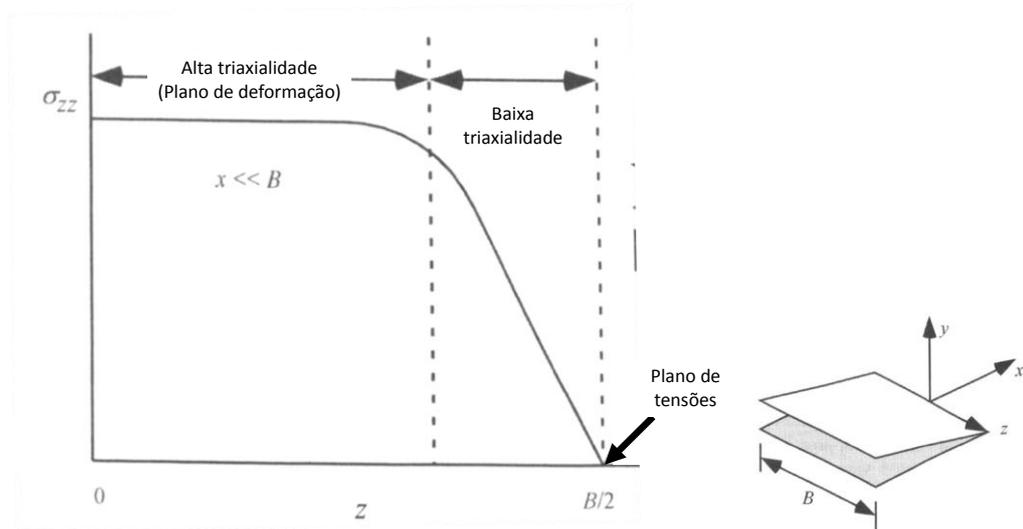


Figura 52: Variação da tensão e deformação na direção z em relação à espessura, próximo à ponta da trinca.
Fonte: Adaptado Anderson (2005), p.74

Ao final, é possível concluir que o estado plano atuante (de deformação ou tensão) depende da extensão da zona plástica comparada à espessura da placa em estudo pelo efeito desta variável na restrição à deformação. A mudança da forma da zona plástica pode ser vista na Figura 53. Na região central (de alta triaxialidade, sob EPD) a zona plástica é de pequenas dimensões pela restrição à deformação, mas se expande para a forma típica de EPT nas superfícies livres. A espessura do corpo de prova deve ser limitada em um valor mínimo que garanta a existência de uma região de alta triaxialidade e consequentemente pequena zona plástica validando a MFEL.

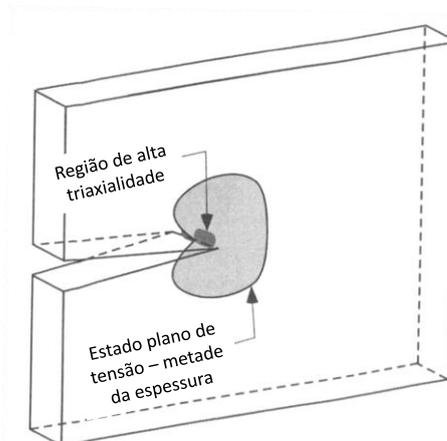


Figura 53: Placa trincada mostrando tamanho da zona plástica e triaxialidade na ponta da trinca e proximidades.

Fonte: Adaptado Anderson (2005), p. 79

Reed-Hill (1994) comenta que é de fundamental importância que a zona plástica seja pequena para não descaracterizar a dominância K . Os mesmos conceitos são claramente explicados na obra de Anderson (2005). A seguir, os requisitos mínimos para garantir que a zona plástica seja suficientemente pequena em relação à espessura do corpo de prova são discutidos para que a validade da MFEL seja verificada.

2.2.9 Fator de intensidade de tensão (K) como critério de falha

No item 2.2.5, foi definido que o fator de intensidade de tensões (K) caracteriza a tensão localmente atuante utilizando uma função de singularidade. Também, foi apresentado que K_{Ic} é uma propriedade do material que dessa forma, independe da geometria e dimensões do corpo trincado. Todavia, essa afirmação é verdade somente se as condições de validade da MFEL forem seguidas caso contrário, poderá ser dependente da geometria. Estas condições de validade dependem diretamente do tamanho da zona plástica em relação à espessura do componente, como discutido preliminarmente nas seções 2.2.7 e 2.2.8. A Figura 54 ilustra o efeito do aumento da espessura (e conseqüentemente da região central da peça com maior triaxialidade de tensões) na tenacidade à fratura de uma liga não identificada de aço. Nota-se que o valor de K para a ocorrência de fratura diminui até um determinado patamar (chamado de tenacidade à fratura do estado plano de deformação – ou K_{Ic}), seguido de uma aparente estabilização.

Para a realização de ensaios de mecânica da fratura que forneçam valores válidos de tenacidade (se for o caso elástico-linear - K_{Ic}), o valor resultante do ensaio deve estar contido no patamar ilustrado. Isto garante a condição de EPD, pequeno desvio do campo de tensões de K por motivo de plasticidade e conseqüentemente atesta a validade da MFEL. O valor de K_{Ic} obtido será portanto independente da geometria do espécime testado e poderá ser considerado propriedade do material, sendo aplicável o conceito de similitude espécime-estrutura.

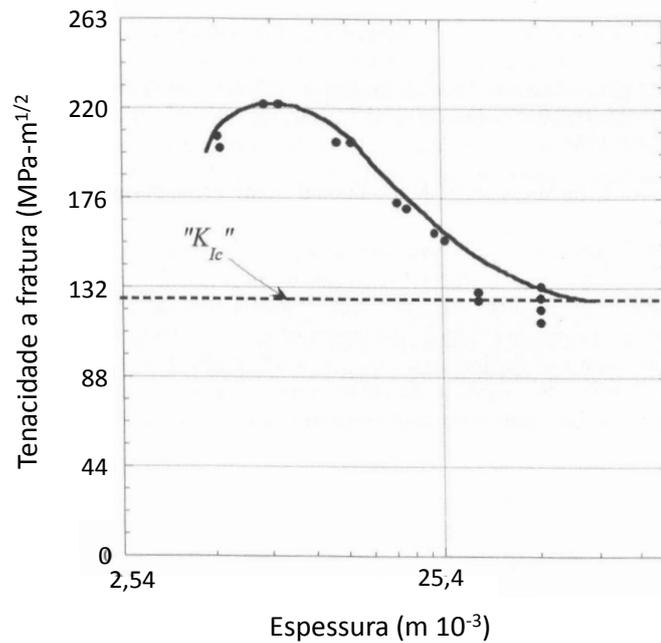


Figura 54: Relação entre espessura e K_{Ic} para uma liga de aço não especificada.
 Fonte: Adaptado Anderson (2005), p. 75

Na prática, tal independência com a geometria do componente é expressa pelas principais normas, como a ASTM E399 (2010) como o seguinte requisito dimensional para corpos de provas padronizados ilustrados na Figura 55:

$$a, B, (W - a) \geq 2,5 \left(\frac{K_I}{\sigma_{LE}} \right)^2 \quad (40)$$

,onde a representa a profundidade de trinca, B representa a espessura do componente sendo ensaiado e $b_0 = (W - a)$ representa o chamado ligamento remanescente da trinca, ou seja, o material resistente à frente da trinca.

Anderson (2005) afirma que a Equação (40) é mais rigorosa que o necessário para garantir as condições de estado plano de deformação na proximidade à frente da ponta da trinca. Entretanto, é a metodologia correntemente aplicada para fins de validação dos ensaios. Para o caso deste trabalho, uma questão que emerge na utilização da Equação (40) é qual deve ser o valor adequado a utilizar como limite de escoamento na formulação (σ_{LE}): como os ferros fundidos cinzentos têm resposta tensão vs. deformação não-linear (mesmo no trecho elástico), esta discussão será bastante relevante mais adiante, na seção de resultados e discussão.

As técnicas para a condução dos ensaios experimentais serão apresentadas em detalhes mais adiante. Para que algumas ocorrências experimentais sejam compreendidas do ponto de vista fenomenológico, porém, é importante uma breve discussão crítica sobre o fenômeno da fratura por clivagem, como é feito a seguir. Como a incidência de deformação plástica nos ferros fundidos cinzentos é reduzida (foi encontrada nos ensaios, mas é de pouca relevância prática), esta não será detalhada e o leitor é remetido à literatura clássica.

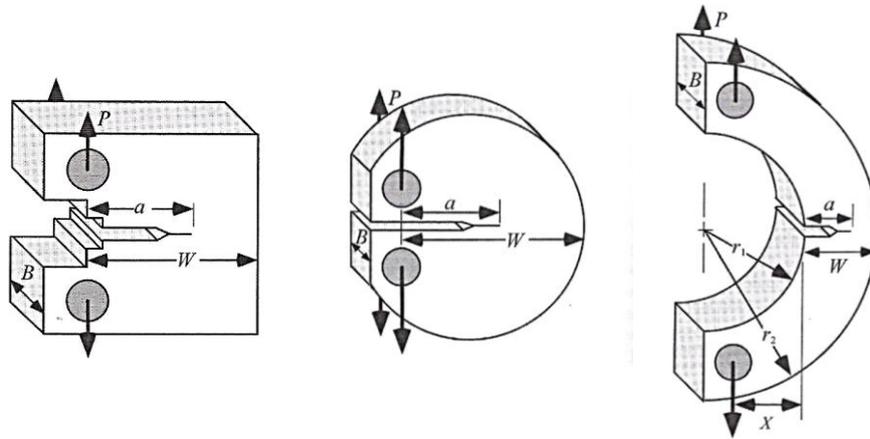


Figura 55: Corpos de prova normalizados para determinação experimental de tenacidade à fratura.

Fonte: Adaptado Anderson (1995), p. 367

2.2.10 Fratura por clivagem

Segundo Anderson (2005), a fratura por clivagem é uma propagação rápida da trinca ao longo de um plano cristalográfico específico sendo que esta pode ser frágil, mas também pode ser precedida em larga escala de uma deformação plástica e crescimento dúctil da trinca. Segundo Dieter (1988) explica, três fatores principais contribuem para a ocorrência de fratura frágil por clivagem: estado triaxial de tensão, baixa temperatura e alta taxa de deformação ou rápida taxa de carregamento; não necessariamente, os três fatores precisam estar presentes ao mesmo tempo.

Ainda Dieter (1988) analisa que o processo de fratura frágil está ligado à teoria de movimentação de discordância consistindo em três estágios: deformação plástica que envolve acúmulo de discordâncias ao longo dos seus planos de escorregamento em um obstáculo, o aumento da tensão de cisalhamento na frente do acúmulo de discordâncias nucleia uma microtrinca e em alguns casos, a energia elástica de deformação armazenada leva a microtrinca a completar a fratura sem movimento adicional das discordâncias acumuladas.

Os planos preferenciais de clivagem são aqueles com as menores densidades de empacotamento atômico já que menos ligações atômicas precisam ser quebradas como explica Anderson (2005). No caso de componentes trincados, este tipo de fratura tem mais chance de acontecer em regiões submetidas à elevada restrição de deformação plástica (como sob EPD) como explicado anteriormente, pela limitação da ocorrência de plasticidade.

A fratura por clivagem mais típica e mais relevante ao presente trabalho é a do tipo transgranular, como ilustra a Figura 56 a seguir para materiais metálicos policristalinos. Como pode ser visto na imagem, a cada grão a fratura busca a direção de propagação mais favorável, caracterizando múltiplas facetas de clivagem como apresenta a Figura 57 para um exemplo de aço. A fratura análoga nos ferros fundidos cinzentos pode ser vista na Figura 24, cuja morfologia é alterada pela fratura das grafitas aí presentes. O micromecanismo, entretanto, é o mesmo. A orientação macroscópica da fratura frágil por clivagem resulta normal ao plano da tensão máxima principal, pelo próprio micromecanismo de separação governado por quebra de ligações atômicas. No entanto, em especial os materiais tratados termicamente neste trabalho, apresentaram fratura frágil parcialmente intergranular, como resultado das trincas de tempera, o que será apresentado na seção de resultados.

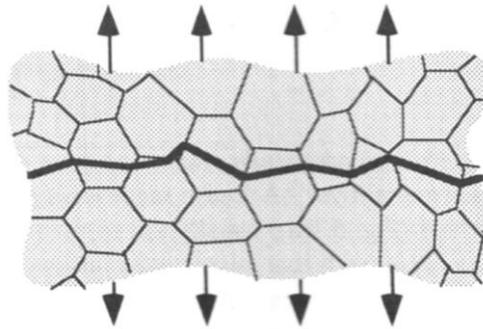


Figura 56: Ilustração esquemática da fratura por clivagem transgranular.

Fonte: Anderson (2005), p. 220

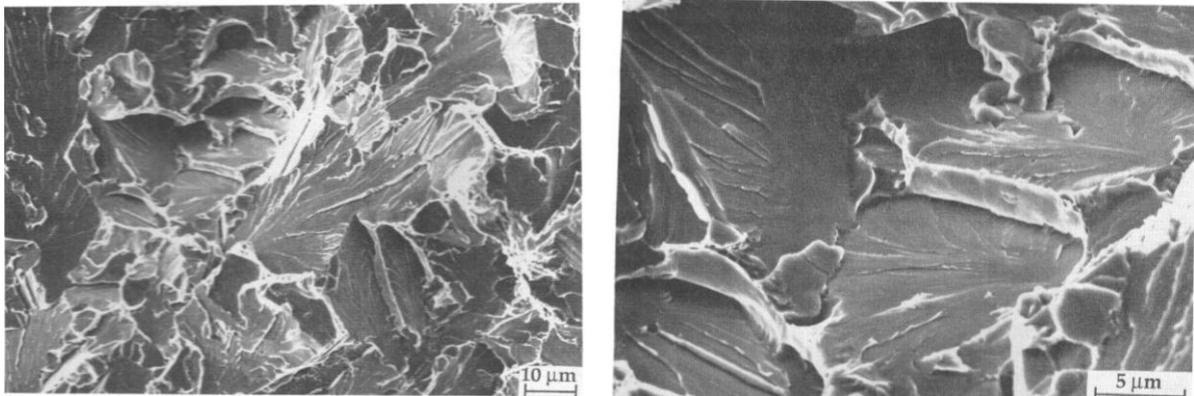


Figura 57: Fractografia de um aço A508 liga classe 3.

Fonte: Anderson (2005), p. 235

Observando ainda a Figura 57, fica evidente que existem algumas marcas convergentes. Estas marcas são denominadas “padrões de rio” da clivagem e indicam a direção de propagação da fratura frágil no respectivo grão. A Figura 58 ilustra esquematicamente a propagação da trinca em clivagem, enquanto a Figura 59 complementa a discussão com uma fractografia de microscopia eletrônica de varredura para um ferro fundido cinzento de classe 25.

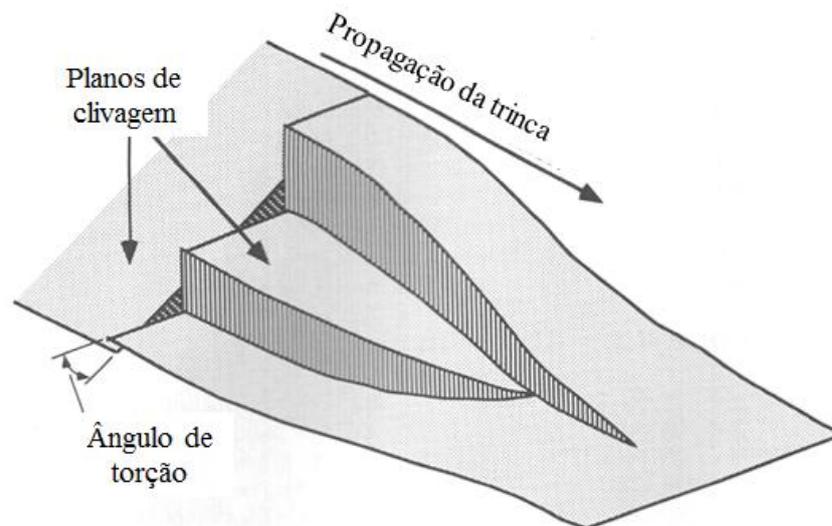


Figura 58: Padrões de rio típicos em clivagem
 Fonte: Adaptado de Anderson (2005), p. 236

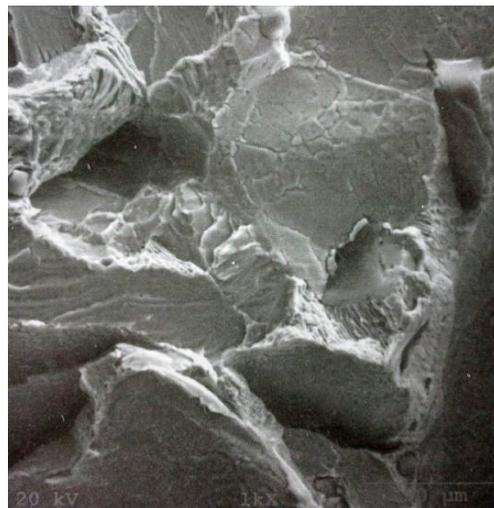


Figura 59: Fractografia de ferro fundido cinzento de classe 25.
 Fonte: Guessser (2009), p. 38

2.2.11 Ensaios experimentais para determinação de K_{Ic}

Os testes para determinação de K_{Ic} quantificam a resistência de um material à propagação instável de uma trinca sob condições de validade da MFEL. Existem diversos órgãos geradores de normas e procedimentos sobre o levantamento da tenacidade à fratura de materiais. Como histórico, Anderson (2005) cita que as primeiras normas sobre o assunto são datadas de 1970 e foram desenvolvidas pela ASTM.

Alguns espécimes típicos de mecânica da fratura já foram apresentados pela Figura 55, sendo que outras geometrias também usuais podem ser encontradas na norma ASTM E399 (2010). Os ensaios consistem em aplicar um carregamento monotônico com velocidade de solicitação constante e coletar dados sobre a evolução de força aplicada vs. deslocamento do ponto de aplicação da carga, que no caso é o pino (este deslocamento é denominado LLD – Load Line Displacement) ou a extremidade da trinca (também denominada boca da trinca – este deslocamento é chamado CMOD – Crack Mouth Opening Displacement). A medição do LLD é realizada diretamente pelo atuador das máquinas servo-hidráulicas de ensaio por meio de transdutores de deslocamento nativos dos equipamentos, enquanto o CMOD é medido por clip-gages afixados aos espécimes como ilustra a Figura 60. Esta mesma figura é baseada em um espécime compacto (denominado C(T)), o qual foi utilizado no presente trabalho. Para garantir a severidade da trinca existente (com características similares a de uma trinca real), as normas existentes recomendam que seja feito, após a usinagem do entalhe, um pré-trincamento de fadiga como aí ilustrado. No caso específico dos ferros fundidos cinzentos, resultados de Bertolino e Perez-Ipiña (2006) apresentados pela Figura 34, demonstraram que os veios de grafita atuam como concentradores de tensão e tal necessidade pode ser questionada, sendo que a usinagem de um entalhe com raio de ponta pequeno seria o suficiente para a obtenção de resultados independentes de geometria. Este ponto da insensibilidade à geometria do entalhe será mais discutido adiante à luz dos resultados.

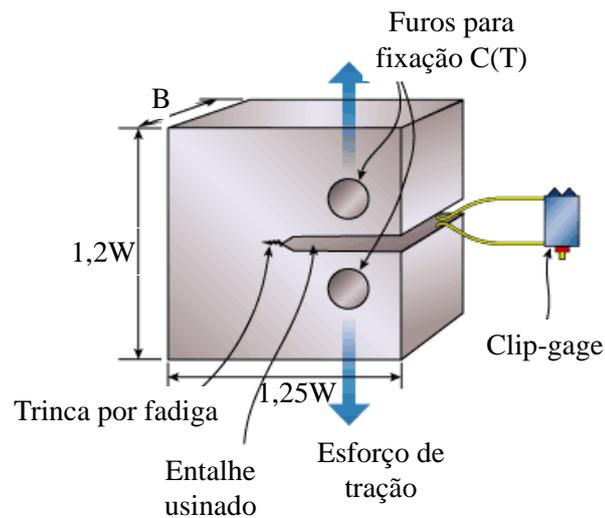


Figura 60: Espécime C(T) com clip-gage afixado para acompanhamento do CMOD.
Fonte: TWI (2011)

O tipo de entalhe usinado no corpo de prova pode ser de frente plana como ilustrado até o momento ou pode ser do tipo chevron (ANDERSON, 2005) o qual é o mais indicado para materiais bastante frágeis. Na Figura 61 a seguir, estão 3 exemplos de curvas típicas obtidas de ensaios de mecânica da fratura.

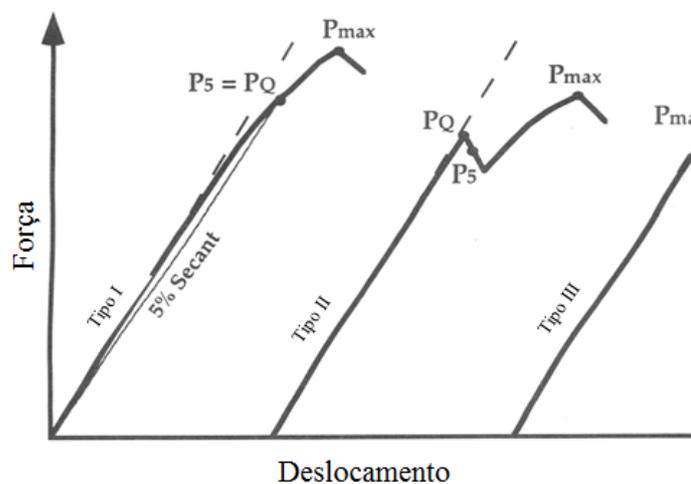


Figura 61: Curva característica de carga vs. deslocamento para tenacidade à fratura.
Fonte: Adaptado Anderson (2005), p. 310

A força crítica para a fratura (P_Q) é definida de diferentes formas de acordo com o tipo de curva obtida no ensaio. No caso de curva tipo I, a carga P_Q é obtida a partir de uma secante desenhada com inclinação de 5% e encontrada com a curva de carga. Para caso de curva do tipo II, a força crítica é o máximo ponto do gráfico antes de haver uma queda na força, cuja causa é a ocorrência de uma delaminação interna ou fratura parcial da seção; finalmente, no

caso de curva do tipo III, a força crítica é a própria força máxima já que o material fratura sem nenhuma ocorrência anômala.

Definido o valor de P_Q , é possível calcular um fator de intensidade de tensões preliminar K_Q atuante no momento desta carga atuante. Posteriormente, caso todos os requisitos de validade da MFEL sejam atendidos, este valor de K_Q passa a ser considerado como um K_{Ic} e como propriedade do material. Para calcular K_Q , utiliza-se

$$K_Q = \frac{P_Q}{B \cdot \sqrt{W}} f\left(\frac{a}{W}\right) , \quad (41)$$

onde $f\left(\frac{a}{W}\right)$ é um adimensional em função da relação entre comprimento da trinca e largura do corpo de prova. Seus valores são encontrados já tabelados de acordo com a configuração em estudo (ANDERSON, 2005) ou fórmulas estão disponíveis na ASTM E399 (2010).

Calculado K_Q , ele pode ser considerado como K_{Ic} válido se as condições da Equação (40) e as condições adicionais abaixo (Equação (42)) forem atendidas. A primeira condição define que a profundidade da trinca esteja entre 45% e 55% da largura total do corpo de provas, enquanto a segunda condição exige que a máxima carga do ensaio não exceda em 10% as definições de P_Q anteriormente apresentadas.

$$\begin{aligned} 0,45 \leq \frac{a}{W} \leq 0,55 \\ P_{\max} \leq 1,1P_Q \end{aligned} \quad (42)$$

Como ficará evidenciado com os resultados deste trabalho, entretanto, a validação de K_Q como K_{Ic} somente se verifica para materiais demasiadamente frágeis e, mesmo para os ferros fundidos cinzentos ensaiados, algumas condições foram violadas. Assim, a mecânica da fratura elástica linear (MFEL) deixa de ser estritamente aplicável e a consideração do uso da mecânica da fratura elasto-plástica (MFEP) se torna relevante.

2.3 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP)

Anderson (2005) explica que em muitos materiais, há muita dificuldade para se caracterizar as condições de fratura por meio da MFEL devido à ocorrência de plasticidade e/ou ao comportamento não-linear dos materiais, os quais invalidam os requisitos apresentados. Para tanto, é feito uso da MFEP.

Dentre os parâmetros para caracterização da fratura utilizando a MFEP, estão o CTOD (Crack Tip Opening Displacement - abertura da ponta da trinca) e a integral J . Ambos descrevem as condições de fratura para materiais não-lineares e/ou elasto-plásticos e podem ser usados como critérios de fratura desde que obedecem a algumas condições de validade também impostas à MFEP.

A seguir, são apresentados mais detalhes sobre a integral J , parâmetro identificado como de interesse central neste trabalho pelo tipo de comportamento do material em estudo e pela limitação dimensional dos corpos de prova ensaiados. Detalhes adicionais sobre o CTOD podem ser encontrados em Anderson (2005).

2.3.1 Integral J

Trata-se de um dos parâmetros utilizados para análise de mecânica da fratura para materiais que apresentam comportamento não-linear ou que mostram extensão de plasticidade que viole os requisitos das Equações (38 e 40). Este também pode ser usado como critério de fratura e como grande vantagem apresenta independência da geometria para medição da tenacidade à fratura mesmo para níveis de deformação plástica bastante mais acentuados que os aceitos pelo parâmetro K (ANDERSON, 2005). Limitações também existem, porém, estas estabelecem as condições da chamada “dominância J ”, como será apresentado pouco adiante.

Rice (1968) apresentou a independência do caminho para definição da integral J como forma de análise de trincas; este aplicou a teoria de plasticidade de deformação para análise de uma trinca em um material não-linear e demonstrou que a taxa de liberação de energia para a extensão do defeito (análoga ao G , mas agora não-linear) pode ser escrita como uma integral de linha independente do caminho de integração (Γ). A Equação (43) apresenta a definição formal de J , sendo que o caminho de integração (Γ) é qualquer linha como aponta a Figura 62 que se inicie no flanco inferior e termine no flanco superior da trinca. Na Equação (43), w representa a densidade de energia de deformação elástica e T_i representa o vetor de tração

respectivo a cada incremento de comprimento ds no caminho de integração Γ . Ambos podem ser calculados pela Equação (44) que segue.

$$J = \int_{\Gamma} \left(w dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \right) \quad (43)$$

$$w = \int_0^{\varepsilon_{ij}} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad (44)$$

$$T_i = \sigma_{ij} n_j$$

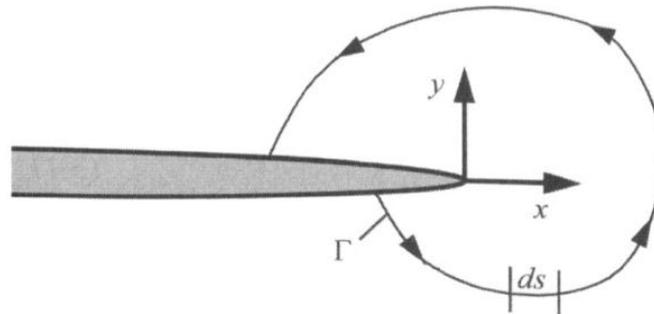


Figura 62: Contorno arbitrário ao redor da ponta de uma trinca, ao longo do qual é integrada a integral J .
Fonte: Anderson (2005), p. 110

Segundo Anderson (2005), esta integral de linha é igual à taxa de liberação de energia em um corpo de material que apresenta comportamento não-linear na presença de uma trinca e pela definição antes usada para G é mantida, mas agora incluindo materiais não-lineares e substituindo G por J na forma

$$J = - \frac{d\Pi}{dA} \quad (45)$$

Anderson (2005) alerta também que quando a integral J é aplicada para materiais elasto-plásticos, a única limitação é que esta não seja aplicada a casos em que ocorram descarregamentos parciais nos quais o comportamento se iguala a um caso elástico não-linear. Maiores detalhes podem ser encontrados na supracitada literatura.

Um dos aspectos mais importantes deste parâmetro para a sua utilização prática é que, além de sua definição energética, Hutchinson (1968) e Rice & Rosengren (1968) (HRR) descobriram que a integral J também é capaz de caracterizar as tensões e deformações na ponta da trinca (analogamente ao viabilizado por K utilizando as Equações (29)) em materiais

não-lineares. Dessa forma, a integral J pode ser vista tanto como parâmetro de energia como de intensidade de tensão. O denominado campo HRR é uma singularidade variando com $1/r$ a partir da ponta da trinca e dada de maneira geral na forma

$$\begin{aligned}\sigma_{ij} &= k_1 \left(\frac{J}{r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \\ \varepsilon_{ij} &= k_2 \left(\frac{J}{r} \right)^{\frac{n}{n+1}}, \\ \frac{\varepsilon}{\varepsilon_o} &= \frac{\sigma}{\sigma_o} + \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_o} \right)^2\end{aligned}\quad (46)$$

onde k_1 e k_2 são constantes de proporcionalidade. A utilização da equação de Ramberg-Osgood e a imposição das condições de contorno apropriadas conduzem à formulação completa do campo HRR disponível na literatura e que permite a total descrição de tensões, deformações e deslocamentos à frente da trinca (ANDERSON, 2005). Analogamente ao parâmetro K , a falha é prevista quando J atuante em um componente atinge o valor de J_c . Maiores detalhes são irrelevantes ao presente trabalho e serão suprimidos.

2.3.2 Testes para determinação experimental de J_c

Uma das normas mais adotadas para medição de J_c é a ASTM E1820 (2009). A integral J atuante a cada instante pode ser calculada de forma incremental a partir da curva de carga vs. deslocamento (P vs. CMOD ilustrada pela Figura 63), sendo que o último valor de J atuante (ou seja, no momento da fratura ou instabilidade – analogamente à Figura 61) é tido como o valor para a instabilidade J_Q . Caso as condições de dominância J sejam atendidas, este valor poderá ser considerado como um valor crítico e propriedade do material J_c . Os critérios serão apresentados em seguida.

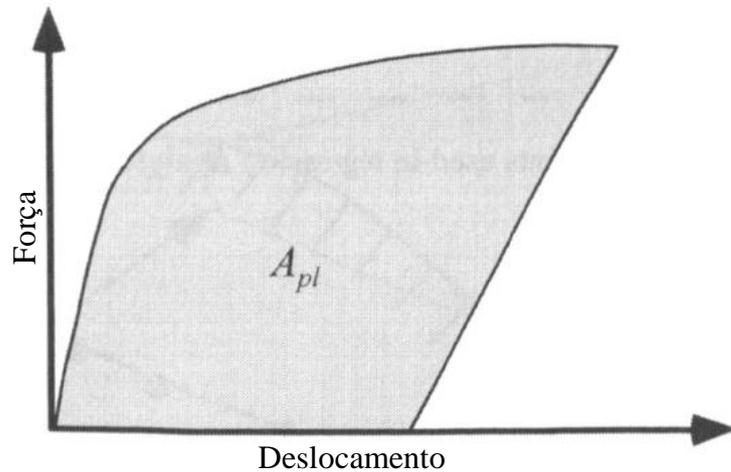


Figura 63: Energia absorvida pelo corpo de prova durante teste de integral J .
Fonte: Adaptado Anderson (2005), p. 321

Para se determinar J_Q atuante, é conveniente dividi-lo em suas parcelas elástica e plástica na forma

$$J_Q = J_{el} + J_{pl} \quad , \quad (47)$$

sendo que J_{el} e J_{pl} podem ser calculados a partir das Equações (48 e 49), respectivamente.

$$J_{el} = \frac{K_I^2(1-\nu^2)}{E} \quad (48)$$

$$J_{pl} = \frac{\eta A_{pl}}{B_N b_0} \quad (49)$$

Todos os parâmetros das equações anteriores já foram definidos, com exceção da A_{pl} , que é ilustrada na Figura (63); o fator adimensional η , o qual é dependente da geometria e dimensão do corpo de prova utilizado e, para o caso de espécimes compactos C(T) de interesse a este trabalho, pode ser obtido como

$$\eta = 2 + 0,522 \frac{b_0}{W} \quad . \quad (50)$$

Já o fator de intensidade de tensões K_I pode ser calculado a cada instante pela Equação (41) já apresentada e algumas considerações adicionais da norma ASTM E1820.

Para a validação da dominância J e conseqüentemente garantia de obtenção de um valor de J_c , as condições necessárias são dadas pelas Equações (51). Estes requisitos estão intimamente ligados aos limites de deformação estabelecidos para cada geometria de espécime e material sendo ensaiado (ASTM E1820, 2009).

$$\begin{aligned} J_{\max} &= \frac{B\sigma_M}{10} \\ J_{\max} &\geq J_Q \\ B, b_0 &\geq \frac{25J_Q}{\sigma_M} \end{aligned} \quad (51)$$

Pelo material em estudo neste trabalho apresentar comportamento não-linear, embora frágil, a adoção da integral J se fez necessária como ficará claro pelos resultados.

2.4 Ciclos térmicos e integridade de componentes fabricados em ferros fundidos cinzentos

2.4.1 Temperaturas típicas de operação

Dentre as diversas aplicações de ferros fundidos, destaque deve ser dado para as que envolvem ciclos térmicos na indústria automotiva como motores de combustão ciclo Otto ou Diesel; ainda, componentes de sistemas de freio como disco ou tambor, os quais serão brevemente detalhados já que materiais aplicados a discos de freios são utilizados como estudo de caso no trabalho.

Uma análise do que ocorre durante uma frenagem para veículos comerciais, considerando uma desaceleração constante de 0,30g entre 60km/h a 0 em condições controladas de pista, mostra que a temperatura na pastilha de freio próxima à superfície do disco atinge 600°C após 30 min e entre 700-720°C após 50 min; é importante ressaltar que esse acréscimo de 120°C ocorre em aproximadamente 20 min. Outro dado importante obtido durante testes de desempenho de frenagem em descida de serra, considerando uma desaceleração de 0,20g entre 40km/h a 30km/h, a temperatura atinge patamares próximos ou acima dos anteriores, aproximadamente 750°C, mas em um intervalo de tempo entre 25 min e 30 min.

De acordo com análise feita por Bagnoli et al. (2009), a temperatura na superfície de contato entre a pastilha e o disco de freio pode chegar a 500°C em condições nas quais a

velocidade é severamente reduzida em um curto intervalo de tempo incorrendo em desacelerações da ordem de 0,1g. Outra referência, Mackin et al. (2002) informa que a temperatura na mesma região chega a 900°C em frações de segundo para aplicações com altas desacelerações (aproximadamente 0,8g) em veículos de passeio.

2.4.2 Defeitos típicos e trincas de operação

Um número crescente de veículos comerciais têm empregado sistemas de disco de freio no lugar do sistema a tambor. Com a melhoria de rendimento desses veículos, surge uma solicitação mais severa dos pontos de vista mecânico e térmico para o sistema de freio. Essa demanda pode levar ao aparecimento de trincas térmicas nos discos ou tambores que colocam em risco a segurança nas rodovias e também reduzem a vida útil dos outros componentes, como as pastilhas.

O ferro fundido cinzento tem sido usado nessas aplicações pelo custo atrativo e pelas propriedades físicas e mecânicas que apresenta: boa resistência térmica a fadiga, geração de baixo ruído, bom amortecimento de vibração e boa resistência ao desgaste.

O diagrama abaixo procura ilustrar como surge a trinca no disco e como ela se propaga. O sistema de freio atinge temperaturas acima da transformação de fase da matriz perlítica para austenítica. Durante a operação, pode ocorrer um resfriamento rápido suficiente (pouco maior que 1s) para não permitir a difusão do carbono formando a martensita, nova fase mais dura, frágil e que apresenta um volume maior que as anteriores devido às características da transformação ocorrida.

Nesse momento, surgem tensões residuais por conta da transformação da matriz em martensita e durante/após a frenagem – forças compressivas –, o disco é submetido a carregamentos operacionais severos que podem propagar trincas existentes ou nuclear novos defeitos. Outros fatores também influenciam no surgimento de tensões residuais como a diferença de rigidez entre o pescoço do disco, fixada ao eixo, e a pista de frenagem, a diferença de massa e a maneira como ocorre o aquecimento dessas duas regiões. Todavia, esses não serão fatores a serem abordados nesse trabalho. Na Figura 64, há um diagrama esquemático resumindo a descrição acima.

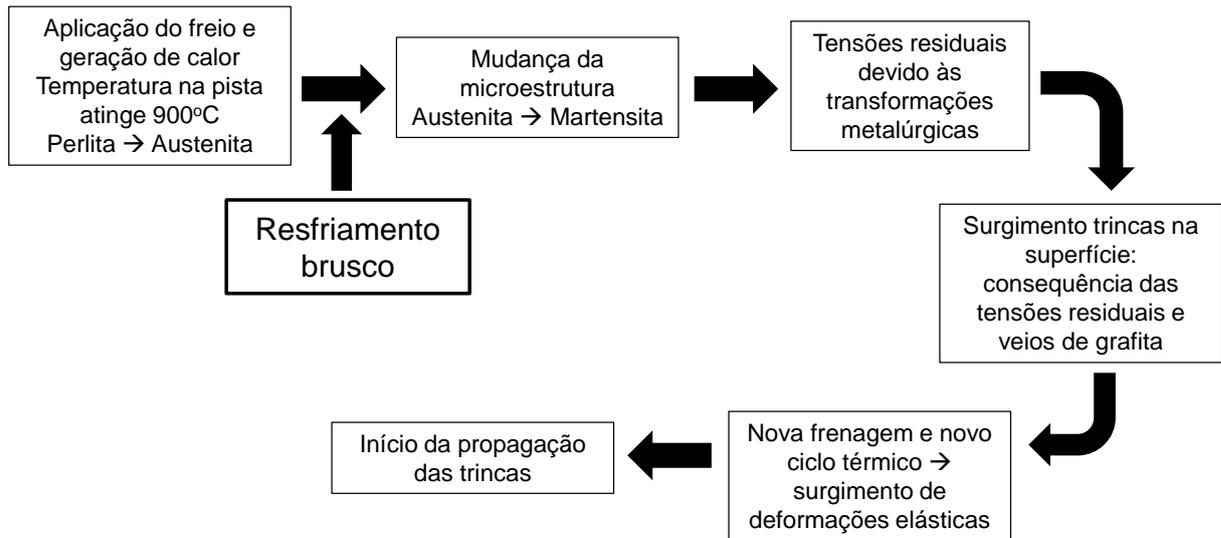


Figura 64: Diagrama de surgimento e propagação de trincas em discos de freio.

Fonte: Autor

A seguir, as Figuras 65(a,b) mostram trincas em discos de freio aplicados em veículos comerciais. Nitidamente, em componentes como estes a falha não será governada somente por considerações tradicionais da mecânica dos sólidos desprezando defeitos (sejam eles internos de fabricação ou fruto da operação). A presença das trincas representa concentração de tensões e degradará as propriedades do material.

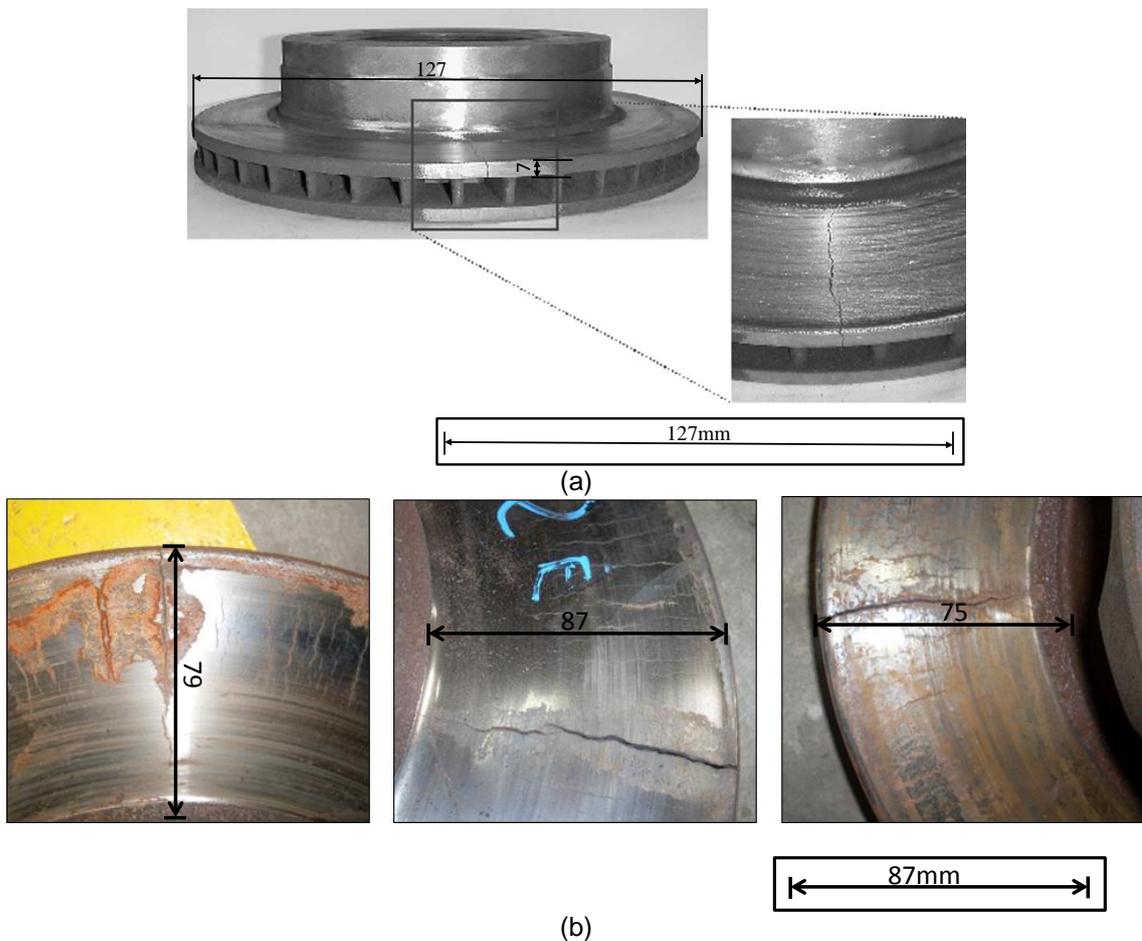


Figura 65: (a) Trinca em disco de freio do veículo Ford F-250 e (b) Trincas diversas (fruto de fadiga térmica) em discos de freio aplicáveis a caminhões.

Fonte: Mackin et al (2002), p. 70 e Autor

De acordo com a direção (radial) de formação das trincas em discos de freio em condições reais de aplicação (Figuras 65 (a,b)), e ao mesmo tempo procurando respeitar a limitação dimensional, os corpos de prova foram posicionados na pista dos discos de freio conforme apresenta a Figura 67. O objetivo é amostrar as propriedades de materiais transversalmente ao trincamento e, conseqüentemente, de maneira realista para o estudo de caso.

Do ponto de vista conceitual, estas ocorrências encontram paralelos na literatura. Para componentes fabricados em ferro fundido cinzento sob condições de operação, Guesser (2009) cita que trincas podem se iniciar no lado aquecido da peça, e podem eventualmente se propagar por toda a seção resistente. Outros tipos de falhas usuais envolvem distorção acentuada e formação de trincas grosseiras logo nos primeiros ciclos térmicos, levando à falha catastrófica, o que é de interesse central à investigação do presente trabalho.

Especificamente em aplicações automotivas como os discos de freio em discussão, além das elevadas temperaturas citadas acentuarem os mecanismos de desgaste, podem

provocar defeitos como microtrincas por fadiga térmica e formação de martensita na superfície dos componentes (pistas de frenagem), o que foi experimentalmente evidenciado por Guessser (2009). O mesmo autor apresenta ainda resultados interessantes de ciclagem térmica de uma barra de ferro fundido cinzento com deslocamentos restritos (Figura 66) e demonstra que ciclos sucessivos se traduzem em tensões térmicas envolvendo compressão e tração crescentes e aparentemente cumulativas. Conseqüentemente, fica evidenciada a severidade da sollicitação térmica cíclica de ferros fundidos cinzentos aplicados a componentes que envolvem responsabilidade e segurança.

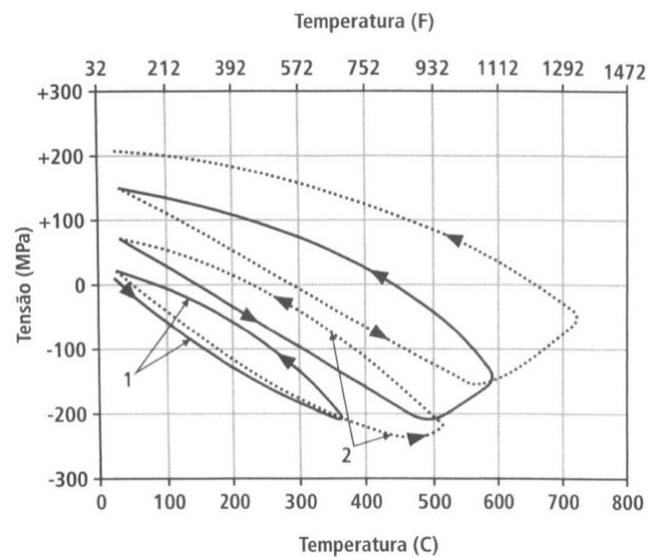


Figura 66: Tensões produzidas em uma barra com deformação restrita ao longo de 4 ciclos térmicos. Ferro fundido cinzento 3,5% C, 1,7% Si.

Fonte: Guessser (2009), p. 180

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais em estudo

A título de estudo de caso e relevância tecnológica, os materiais em estudo são dois ferros fundidos cinzentos hipoeutéticos ligados com grafita lamelar em uma matriz perlítica. Duas composições distintas foram selecionadas (aqui denominadas A e B por simplicidade), incluindo diferentes elementos de liga em suas respectivas composições. Em ambos os casos, são materiais amplamente utilizados na fabricação de discos de freio de grande porte (veículos comerciais) e por este motivo tornam a investigação em andamento também de interesse da sociedade. As especificações técnicas de projeto para cada uma das ligas são fornecidas a seguir. Para um adequado conhecimento dos materiais em estudo, no entanto, a composição química de cada amostra foi determinada por meio de espectrometria de emissão atômica (plasma acoplado indutivamente).

Composição A: C_{total} 3,65 a 3,75% em peso; Si 1,40 a 1,80% em peso; Mn 0,60 a 0,80% em peso; Mo 0,60 a 0,70% em peso; Sn máximo 0,10% em peso; Sc máximo 1,02% em peso; adições admitidas Cr $\leq 0,3\%$ em peso; Ni $\leq 0,1\%$ em peso; Cu $\leq 0,2\%$ em peso; V $\leq 0,05\%$ em peso; S $\leq 0,12\%$ em peso; P $\leq 0,10\%$ em peso.

$$\text{Aqui, } S_c = \frac{C_{total}}{\left(4,3 - \frac{1}{3}(Si + P)\right)} \quad (\text{parâmetro denominado grau de saturação})$$

Composição B: C 3,70 a 4,00% em peso; Si 1,75 a 2,40% em peso; Mn 0,75 a 1,05% em peso; P máximo 0,09% em peso; S máximo 0,10% em peso; Cromo 0,15 a 0,35% em peso; Cobre 0,10 a 0,50% em peso; Nb 0,15 a 0,45% em peso; Mo 0,20 a 0,40% em peso

Com base nas especificações técnicas das ligas, algumas discussões preliminares foram realizadas:

- Ambos os materiais apresentam em suas especificações Mo dentro do limite sugerido pelas referências estudadas (até 0,70% em peso) para se evitar a formação de carbonetos e não fragilizar o material, além de melhorar as propriedades em alta temperatura.

- Por outro lado, somente a composição química B apresenta Nb com porcentagem em peso próximo do limite recomendado na literatura e já exposto (até 0,30% em peso).
- A porcentagem em peso do Cr é muito similar e dentro do sugerido pelas referências (até 0,4% em peso) para evitar formação de carbonetos livres, aumentando a dureza do material, mas perdendo em ductilidade.
- A presença do Mn em ambas as ligas é favorável para não prejudicar a ductilidade do material, pois evita a formação de sulfeto de ferro (FeS) devido à presença de S.

3.2 Projeto dos corpos de prova convencionais e de fratura

Os corpos de prova para todos os ensaios contemplados são dimensionados de acordo com os requisitos presentes nas normas ASTM E8 (2009), ASTM E23 (2007), ASTM E1820 (2009) e ASTM E399 (2010) para ensaios de tração, Charpy e fratura, respectivamente. Em todos os casos, sempre que possível os dimensionais exigidos pelas normas foram respeitados, exceto quando as dimensões dos materiais disponíveis nos discos de freio utilizados não permitissem.

3.2.1 Corpos de prova de tração:

Os corpos de provas de tração são dimensionados de acordo com a norma ASTM E8 (2009) e respeitando a limitação dimensional do disco já citada anteriormente. A Figura 67 ilustra o esquema de retirada dos corpos de prova de tração a partir dos discos de freio disponíveis (doados) para o trabalho. Os mesmos são dispostos com seu eixo tangencialmente disposto na pista de frenagem dos discos de forma a realizar o ensaio na direção mais próxima à solicitação na aplicação real como ilustrado na Figura 65 (a, b). Foi avaliada criticamente a necessidade de se caracterizar a anisotropia, mas pelo processo de fabricação utilizado, é esperada homogeneidade na matriz. Esta expectativa foi confirmada com as metalografias que serão apresentadas em seguida, o que manteve os ensaios de tração somente na posição tangencial.

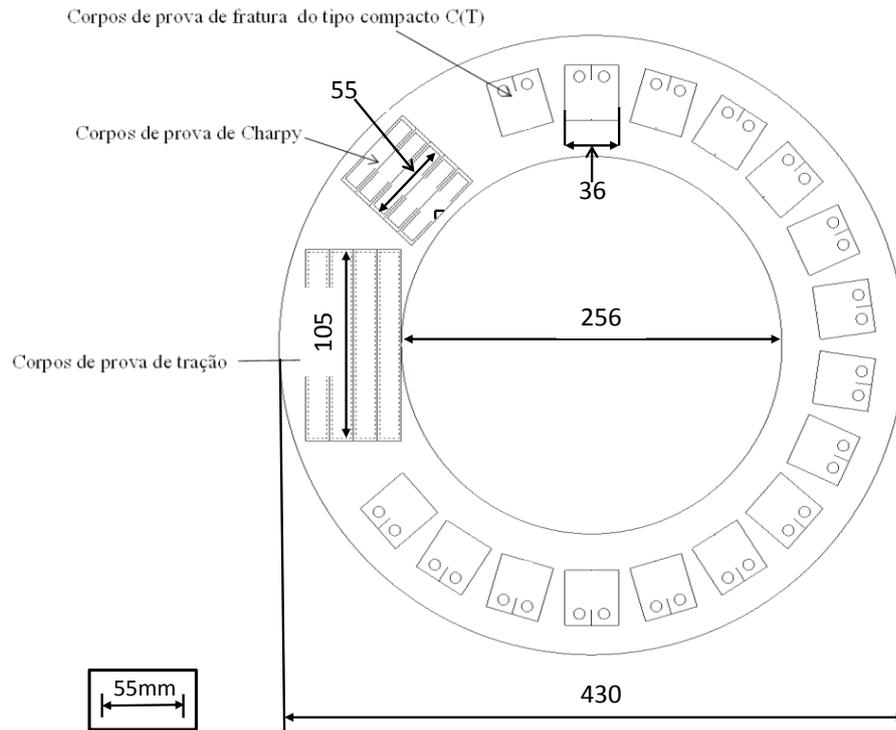


Figura 67: Esquema de retirada dos corpos de prova de tração, impacto Charpy e de mecânica da fratura C(T) dos discos de freio disponíveis.

Fonte: Autor

Os ensaios de tração foram realizados em máquina universal de ensaios MTS 810 (de capacidade 250 kN) com frequência de aquisição de dados de 10Hz e velocidade de ensaio de 0,1 mm/min, disponível no CDMatM-FEI. No Apêndice A, encontra-se o desenho técnico de fabricação do corpo de ensaio utilizado. Para a confecção dos corpos de prova, a Figura 68 ilustra os blocos primitivos cortados a partir dos discos originais. A Figura 69, por sua vez, ilustra os espécimes prontos para os ensaios (os quais são, por sua vez, ilustrados na Figura 70).

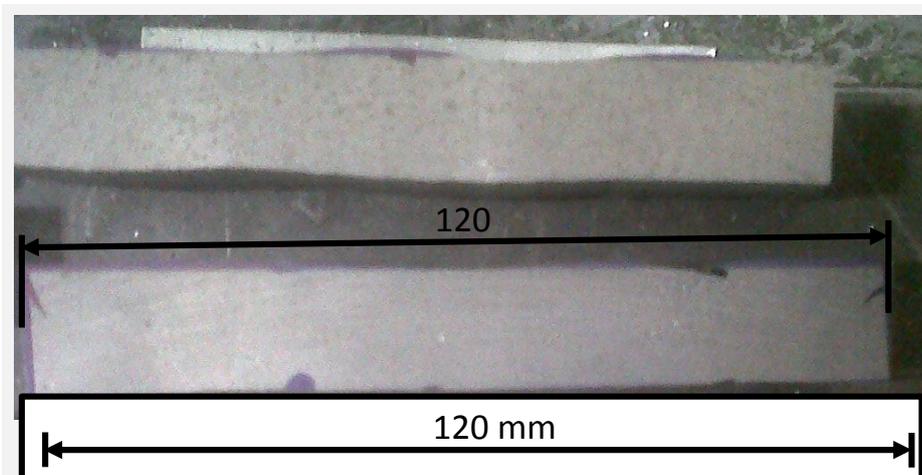


Figura 68: Forma bruta extraída do disco de freio para corpo de prova de tração.

Fonte: Autor

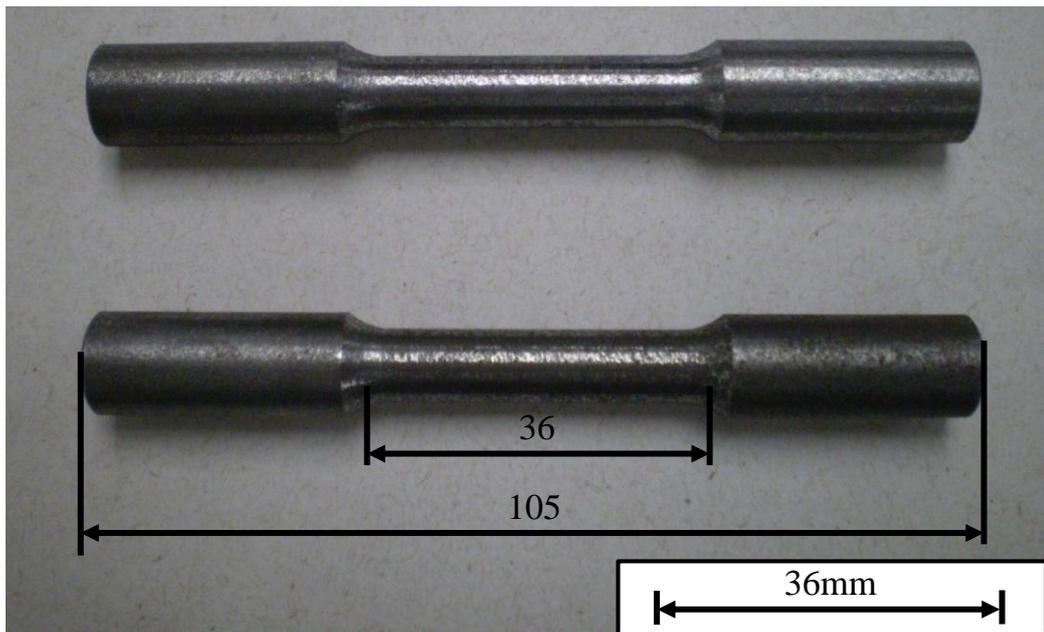


Figura 69: Corpo de prova para ensaio de tração já usinado de acordo com desenho presente no Apêndice A.
Fonte: Autor

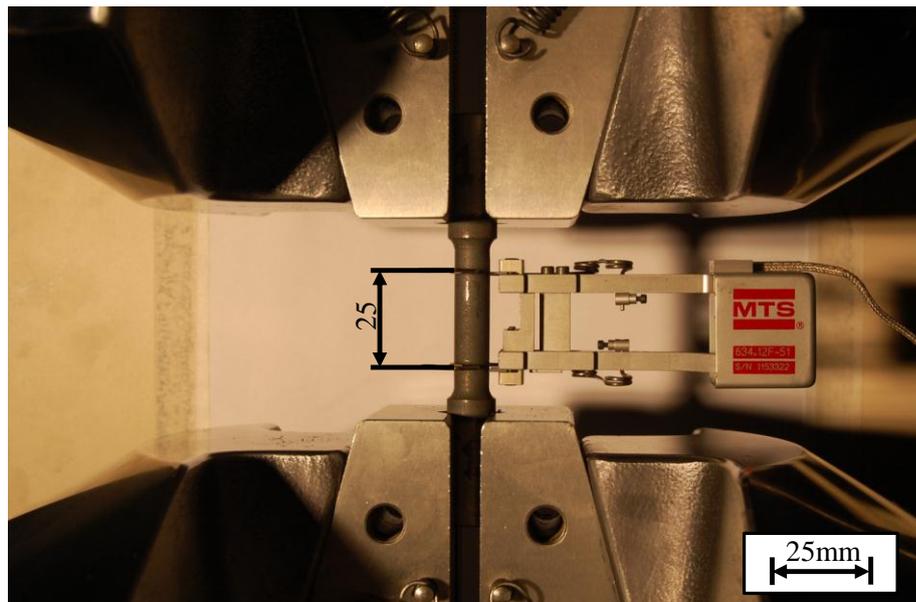


Figura 70: Ensaio de tração em andamento com clip-gage de 25 mm de abertura inicial afixado.
Fonte: Autor

3.2.2 Corpos de prova de impacto Charpy

Os corpos de ensaio de impacto Charpy são dimensionados de acordo com a norma ASTM E23 (2007), sendo também consultada complementarmente a norma ASTM A327M (2006), pois esta não é recomendada para o tipo de geometria onde material a ser ensaiado neste trabalho é extraído. A Figura 67 ilustra o esquema de retirada de tais corpos de prova dos discos. No Apêndice B, encontra-se o desenho técnico de fabricação deste corpo de prova,

sendo que o entalhe do mesmo foi obtido pelo processo de brochamento. Na Figura 71, encontra-se uma ilustração dos corpos de prova de Charpy prontos para ensaio. Os ensaios foram conduzidos em pêndulo Losenhausenwerk do CDMatM-FEI.

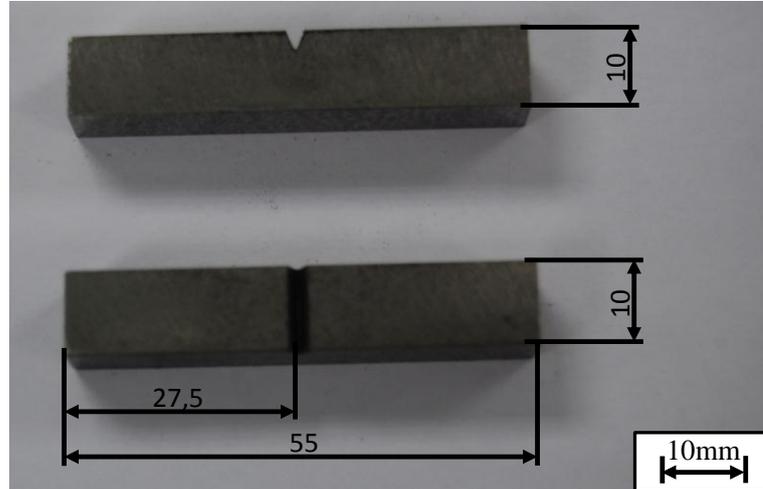


Figura 71: Corpo de prova para ensaio de Charpy
Fonte: Autor

3.2.3 Corpos de prova de mecânica da fratura

Os corpos de prova de fratura são do tipo compacto C(T) e dimensionados segundo a norma ASTM E1820 (2009). O dimensionamento respeita as restrições dimensionais da pista de frenagem do disco de freio (no caso a espessura) e os requisitos normativos em termos de proporções. A espessura disponível no disco é $16_{-0,5}^{+1}$ mm e é tida como limitante para o dimensionamento. As normas ASTM E399 (2010) e ASTM E1304 (2009) são utilizadas para pesquisas complementares.

Para o caso em estudo, baseado nas Equações (40 e 42) e nas normas ASTM E1820 (2009) e ASTM E1304 (2009), é possível calcular a espessura mínima prevista:

$$0,45 \leq a/W \leq 0,55 \rightarrow 0,50(\text{adotado}) ; \quad (52)$$

$$B \geq 2,5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_{LE}} \right)^2 \rightarrow B \geq 2,5 \left(\frac{24}{240} \right)^2 \rightarrow B \geq 25\text{mm} ; \quad (53)$$

$$B \geq 2,5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_{LE}} \right)^2 \rightarrow B \geq 2,5 \left(\frac{20}{205} \right)^2 \rightarrow B \geq 23,8\text{mm} ; \quad (54)$$

onde na Equação (52) é adotada relação a/W igual a 0,5 seguindo a mesma relação adotada por Bertolino e Perez-Ipiña (2006). Para Equação (53), a espessura (B) do corpo de prova é calculada com dados obtidos por Bertolino e Perez-Ipiña (2006) para ferros fundidos cinzentos, isto é, $\sigma_{LE} = 240\text{MPa}$ e $K_{Ic} = 24\text{MPa}\sqrt{m}$. Já a Equação (54) apresenta os cálculos com valores do limite de resistência e tenacidade à fratura obtidos em ensaios exploratórios preliminares para o material investigado, isto é, $\sigma_{LR} = 205\text{MPa}$ e $K_{Ic} = 20\text{MPa}\sqrt{m}$. Como explicado anteriormente, utilizar o limite de escoamento seria conservativo demais face ao comportamento elástico não-linear (mas frágil) do material estudado sendo o limite resistência mais realista, pois os requisitos procuram garantir que não ocorra alta plasticidade na ponta da trinca e que o estado plano de deformação seja estabelecido.

Todavia, por limitação da espessura do disco de freio usado, a espessura ficou limitada entre 13mm e 15mm, sendo adotado 15mm como dimensional tentativo. Comparando os resultados obtidos nas Equações (53) e (54) com a limitação dimensional do material disponível, existe possibilidade de se ter EPT ao invés de EPD nos espécimes. Isto levaria a afirmar que o K_Q medido seria desta condição particular investigada e não K_{Ic} independente da geometria e da propriedade do material.

De fato ocorreu o não atendimento à validade de $K_Q = K_{Ic}$. Para contornar o problema e garantir a caracterização acurada de tenacidade à fratura, foi também realizada a computação de J_Q para cada espécime e verificada sua validade para checar a possibilidade deste parâmetro ser caracterizado como propriedade do material (ou seja, J_c). A partir da Equação (51), mas substituindo-se os valores exploratórios obtidos, tem-se:

$$\begin{aligned}
 J_{\max} &= \frac{B\sigma_M}{10} \rightarrow J_{\max} = \frac{15 \times 205}{10} \rightarrow J_{\max} = 375\text{MPa}\cdot\text{mm} \\
 J_{\max} &\geq J_Q \rightarrow 375\text{MPa}\cdot\text{mm} \geq 14,33\text{MPa}\cdot\text{mm} \\
 B, b_0 &\geq \frac{25J_Q}{\sigma_M} \rightarrow B, b_0 \geq \frac{25 \times 14,33}{205} \rightarrow B, b_0 \geq 1,748\text{mm}
 \end{aligned} \tag{55}$$

onde, $J_Q = 14,33 \text{ MPa}\cdot\text{mm}$ é valor médio encontrado durante testes exploratórios de tenacidade à fratura conduzidos para os materiais em estudo. Portanto, a Equação (55) valida o uso de J_c obtido dos resultados deste trabalho como propriedade do material por atender aos requisitos de EPD.

Finalmente, pelo comportamento mecânico dos materiais estudados, não foi gerada pré-trinca nos corpos de prova como sugerido na ASTM E399 (2010) e adotado pelos autores Bertolino e Perez-Ipiña (2006). Primeiramente, as cargas de pré-trincamento (quando tentadas) se mostraram bastante reduzidas como fruto da fragilidade do material. Ainda, a análise fractográfica posterior em MEV revelou que não houve nenhuma mudança no regime de fratura (por exemplo, com ocorrência de plasticidade e crescimento estável do defeito) à frente do entalhe usinado com pequeno raio de ponta. A fratura foi em geral por clivagem e fratura frágil das grafitas.

No Apêndice C, encontra-se o desenho técnico dos corpos de prova C(T) utilizados e, com base na breve discussão acima, a metodologia foi definida. Para este ensaio, foram preparadas garras especiais de fixação, utilizando como referência a norma ASTM E399 (2010), realizando pequenas modificações de acordo com a limitação de geometria. O sistema de garras desenvolvido é apresentado no Apêndice D em detalhes e ilustrado por meio da Figura 72.

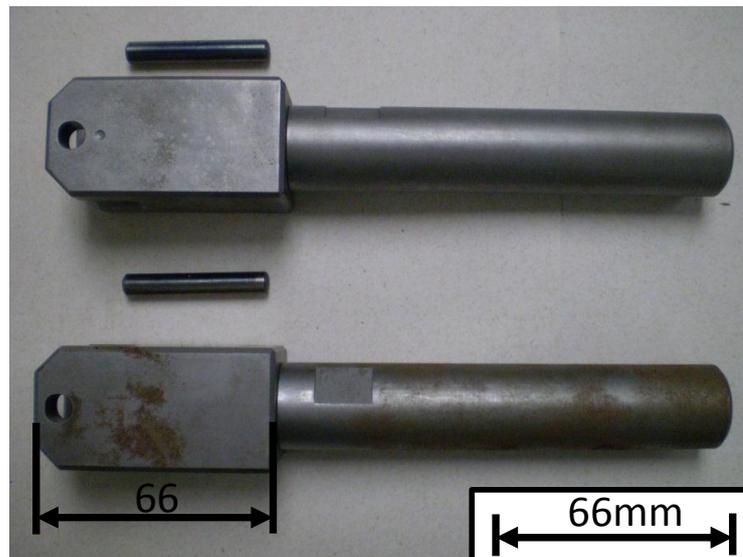


Figura 72: Garras preparadas para ensaio de fratura
Fonte: Autor

Na Figura 73, por sua vez, é possível ver o ensaio de tenacidade à fratura sendo realizado.

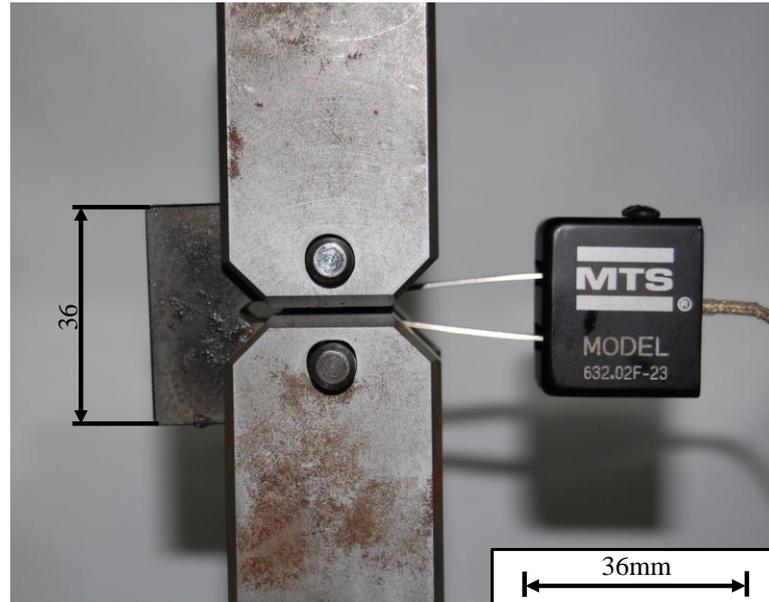


Figura 73: Ensaio de tenacidade a fratura

Fonte: Autor

Os ensaios de tenacidade à fratura são realizados em máquina universal de ensaios MTS 810 (de capacidade 250 kN) com taxa de aquisição de dados de 10Hz e velocidade de ensaio de 4 mm/min seguindo as recomendações da ASTM.

3.3 Tratamentos térmicos

De acordo com pesquisas realizadas, o tratamento térmico para reproduzir trincas térmicas em discos de freio fabricados em ferro fundido pode ser feito tanto com resfriamento por água em temperatura ambiente como com óleo a 100°C.

Segundo Goo e Lim (2010), em seu estudo de trincas térmicas ocorridas em discos de freio fabricados em ferro fundido com aplicação em trens, o ciclo térmico adotado foi aquecer o corpo de prova até 600°C por 84 s e em seguida, resfriá-lo em água a 25°C por 18 s. Além disso, a cada intervalo de 20 a 30 ciclos, era verificada a superfície do corpo de prova quanto à presença de trincas. Para o presente trabalho, foi adotado um procedimento mais crítico e que pode reproduzir as condições de campo explicitadas na revisão da literatura para discos de freio de veículos comerciais pesados, como seguem:

- a) aquecer as amostras a 800°C, temperatura obtida durante teste de frenagem, por 20 min em forno com atmosfera controlada (inerte) para evitar descarbonetação da superfície;
- b) resfriar em água até a temperatura ambiente;

- c) as amostras são submetidas a 1 ciclo de tratamento neste trabalho. Na sequência, são realizados os ensaios mecânicos convencionais, de fratura, ensaios metalográficos e fractográficos.

3.4 Análise metalográfica

Inicialmente para análise metalográfica, foi importante definir as diferenças entre as posições de análise entre pista de frenagem e posição lateral como mostrado na Figura 74. É aqui ilustrado um componente utilizado para extração do material para os corpos de provas. Essa análise tem como objetivo verificar se há diferença na caracterização da microestrutura dos ferros fundidos em estudo de acordo com a posição de retirada da amostra.

Como ataque para revelar o tipo de matriz, foi adotado ataque com Nital com 2% de ácido nítrico durante 8s de imersão.

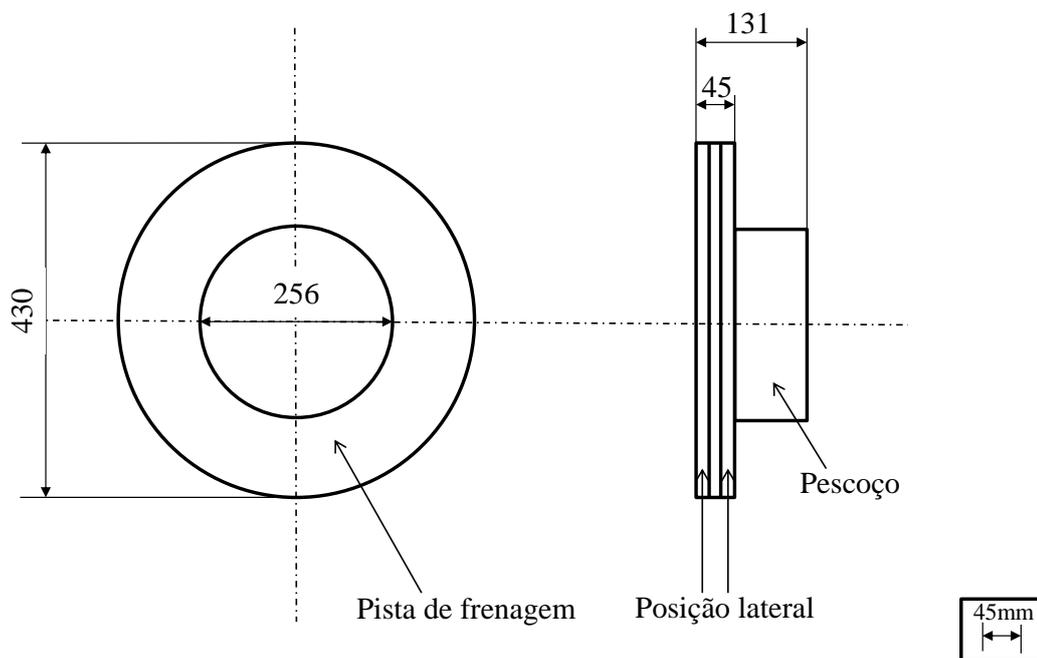


Figura 74: Ilustração posição pista e lateral para extração do material.
Fonte: Autor

A preparação das amostras para análise da metalografia envolveu embutimento de pequenas partes extraídas dos materiais com baquelite usado como base durante 25 minutos aproximadamente. Em seguida, foi iniciado lixamento passando por diferentes granulações de lixa. O primeiro lixamento foi feito na lixa com granulação 220; logo depois, foi feito em lixa de granulação 400 e finalmente, em granulação 600.

Após conclusão do lixamento, as amostras foram polidas em panos contendo pasta de diamante de $6\mu\text{m}$ e $1\mu\text{m}$. Nesses dois estágios, poltriz automática Struers Abramin foi empregada para maior qualidade das amostras.

Antes de ser feito o ataque das amostras, foi realizada a análise das grafitas de acordo com a norma ISO 945 (2008) em microscópio óptico; é possível também realizar a mesma análise com a norma ASTM A247 (2010). Por último, as amostras são atacadas para identificação das microestruturas presentes. Para análise metalográfica, foi utilizado microscópio óptico da fabricante Olympus modelo BX60M equipado com o software de análise AnalySIS.docu da empresa Olympus Soft Imaging Solutions GmbH, como ilustra a Figura 75 a seguir.



Figura 75: Microscópio óptico Olympus BX60M equipado com software de análise digital de imagens. Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos da FEI (CDMatM-FEI).
Fonte: Autor

3.5 Análise micrográfica e fractográfica em MEV

Análises micrográficas para revelação de microtrincas e fractográficas post-mortem foram conduzidas ao final dos ensaios mecânicos e investigações metalográficas ópticas utilizando microscopia eletrônica de varredura (MEV). Foi empregado um microscópio Camscan modelo 3200LV equipado com software de análise de imagens Camscan Helios 5.2.28. Análises utilizando EDS foram também realizadas em equipamento da marca Oxford Instruments modelo Inca X-act. A Figura 76 a seguir ilustra os equipamentos utilizados.



Figura 76: Microscópio eletrônico de varredura Camscan 3200LV equipado com sistema EDS Oxford Instruments modelo INCA X-act. Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos da FEI (CDMatM-FEI).

Fonte: Autor

A Tabela 10 apresenta um resumo de todos os corpos de prova elaborados no presente trabalho e as condições utilizadas de tratamento térmico. Nas seções seguintes, os resultados, discussão crítica e conclusões do trabalho serão endereçados.

Tabela 10: Resumo de todos os espécimes desenvolvidos (em termos de quantidades para garantir caracterização adequada de propriedades) para ensaios de tração, Charpy, mecânica da fratura com C(T), metalografia e análise fractográfica.

Material em estudo	Espécime de tração	Espécime de impacto Charpy	Espécime C(T) de fratura	Amostra metalográfica	Amostra Fractográfica
Composição A (original)	5	5	15	8	1
Composição A (tratado)	4	5	15	4	1
Composição B (original)	5	5	15	8	2
Composição B (tratado)	4	5	11	4	2

Fonte: Autor

4 RESULTADOS EXPERIMENTAIS E DISCUSSÃO

4.1 Composição química

Nas Tabelas 11 e 12 podem ser encontradas duas análises de composição química realizadas para os materiais selecionados para o presente estudo. A Tabela 11 contém os resultados da análise realizada pelo Instituto de Pesquisas e Estudos Industriais da FEI (IPEI), enquanto a Tabela 12 contém os resultados da análise química realizada pelo laboratório privado Labmat Análises e Ensaios de Materiais LTDA.

Tabela 11: Composição química realizada pelo Instituto de Pesquisas e Estudos Industriais da FEI (IPEI).

Amostra	Elementos (% em peso)							
	C	Si	S	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu
Composição A	3,31	1,00	0,006	0,66	0,27	0,14	0,72	0,14
Composição B	3,44	0,99	0,065	0,59	0,24	0,13	0,70	0,13

Fonte: Autor

Tabela 12: Composição química realizada pela Labmat Análises e Ensaios de Materiais LTDA.

Amostra	Elementos (% em peso)							
	C	Si	S	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu
Composição A	3,85	1,83	0,103	0,66	0,26	0,13	0,70	0,12
Composição B	3,81	2,39	0,088	0,73	0,22	0,02	0,20	0,43

Fonte: Autor

A comparação, para os mesmos materiais das análises conduzidas nos dois laboratórios, apresenta algumas discrepâncias especialmente na quantificação do Silício e do Enxofre. O autor considera, entretanto, que uma terceira checagem não se faz necessária pelo interesse predominantemente mecânico do trabalho e a proximidade de especificação técnica e resultados encontrados como explicitado abaixo.

Ao comparar estes resultados presentes, por exemplo, na Tabela 12 com a especificação dos materiais estudados, identifica-se que o material com composição química A apresenta alguns elementos identificados com porcentagem em peso ligeiramente acima; já o material com composição química B apresenta todos os elementos identificados com porcentagem em peso de acordo com a especificação nominal apresentada na seção 3.1.

Ao realizar a comparação entre as composições químicas A e B usando ambas as tabelas, identificam-se algumas semelhanças entre elas como a porcentagem em peso de Carbono, Cromo e Manganês; as porcentagens em peso de C e Cr estão dentro dos limites

sugeridos não só pela especificação, mas também pelas referências estudadas e mencionadas na revisão da literatura.

Entretanto, algumas diferenças, como a porcentagem em peso de Silício, Enxofre, Níquel, Molibdênio e Cobre, foram evidenciadas. Apesar das diferenças, a porcentagem em peso do Mo está dentro dos limites sugeridos pelas referências estudadas (0,2% a 1% em peso); já, as porcentagens em peso do Ni e do Cu estão abaixo dos sugeridos pelas referências estudadas (0,6% a 1% em peso) e (0,5% a 1,5% em peso), respectivamente.

Para porcentagem em peso do Si, foi encontrada em uma das análises maior concentração no material com composição química B em relação a A. Isto poderia induzir resultados inferiores de propriedades mecânicas pelo efeito em formar mais grafita, mais frágil que a matriz. Entretanto, especulações sobre o efeito de composição nas propriedades mecânicas fogem do interesse e escopo do presente trabalho.

Uma ressalva é de interesse: não foi possível identificar Nb por meio de tais análises de composição química, embora este elemento seja especificado no material com composição química B. Como será apresentado mais adiante, pelo tipo de análise realizada, pequena porcentagem em peso presente e incidência do elemento em carbonetos, só foram possíveis a detecção via microscopia eletrônica de varredura utilizando EDS.

4.2 Microestruturas obtidas

4.2.1 Metalografia sem ciclo térmico

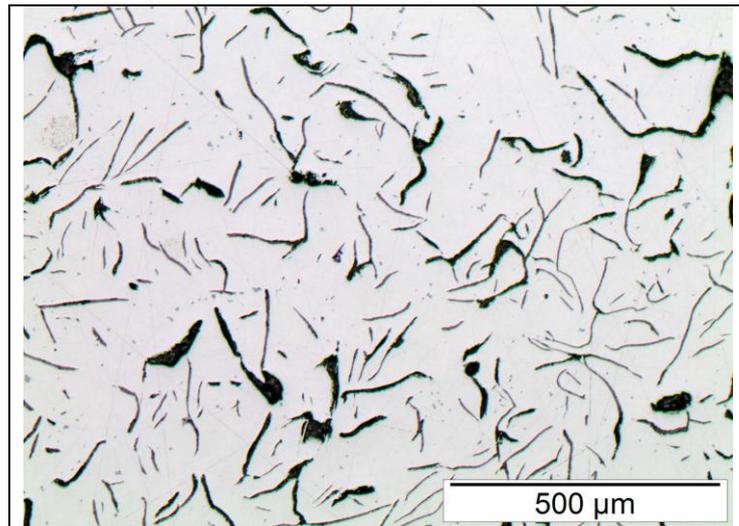
Nas Figuras de 77 a 80 são apresentados resultados das análises metalográficas realizadas utilizando microscopia óptica dos materiais com composição química A e B sem nenhum tipo de tratamento térmico (condição original de fornecimento). São apresentadas as imagens sem ataque e com ataque para, respectivamente, tipificação das grafitas e posterior análise da microestrutura presente. Ainda, estão presentes as metalografias para região da pista e região lateral dos discos de freio em estudo.

Para ambos os materiais em condição original, é identificada microestrutura perlítica com pouca formação de ferrita e nítidos veios de grafita distribuídos aleatoriamente. A tipificação das grafitas segundo o arcabouço apresentado anteriormente forneceu para o material com composição química A classificação IA3 segundo norma ISO 945 (2008) ou VIIA3 segundo ASTM A247 (2010); entretanto, para o material com composição química B,

a classificação fornecida é IC3 segundo norma ISO 945 (2008) ou VIIC3 segundo ASTM A247 (2010). A nítida visualização das grafitas pode ser feita nas Figuras de 77(a) a 80(a).

De acordo com comparativo das imagens presentes nas Figuras 77 e 78 e nas Figuras 79 e 80, as quais dizem respeito respectivamente às posições lateral e pista, não são identificadas diferenças na morfologia da grafita e tipo de matriz nas respectivas posições de extração do material. Este fato era esperado pela homogeneidade proveniente do processo de produção (fundição) dos componentes de onde as amostras foram extraídas.

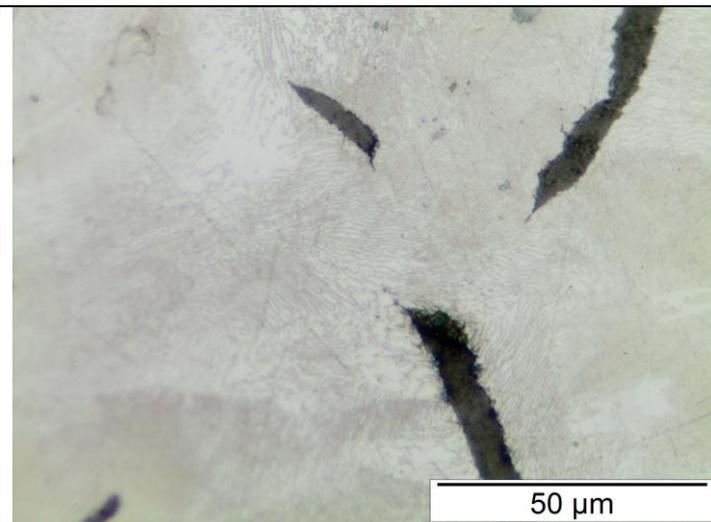
Assim, para todas as análises a se conduzir após os ciclos térmicos, são apresentadas somente avaliações na posição da pista dos discos de freio que serviram de base para a retirada das amostras.



a) Aumento 100x, sem ataque



b) Aumento 500x, ataque Nital 2%



c) Aumento 1000x, ataque Nital 2%

Figura 77: Metalografia da composição química A, na posição lateral.
Fonte: Autor

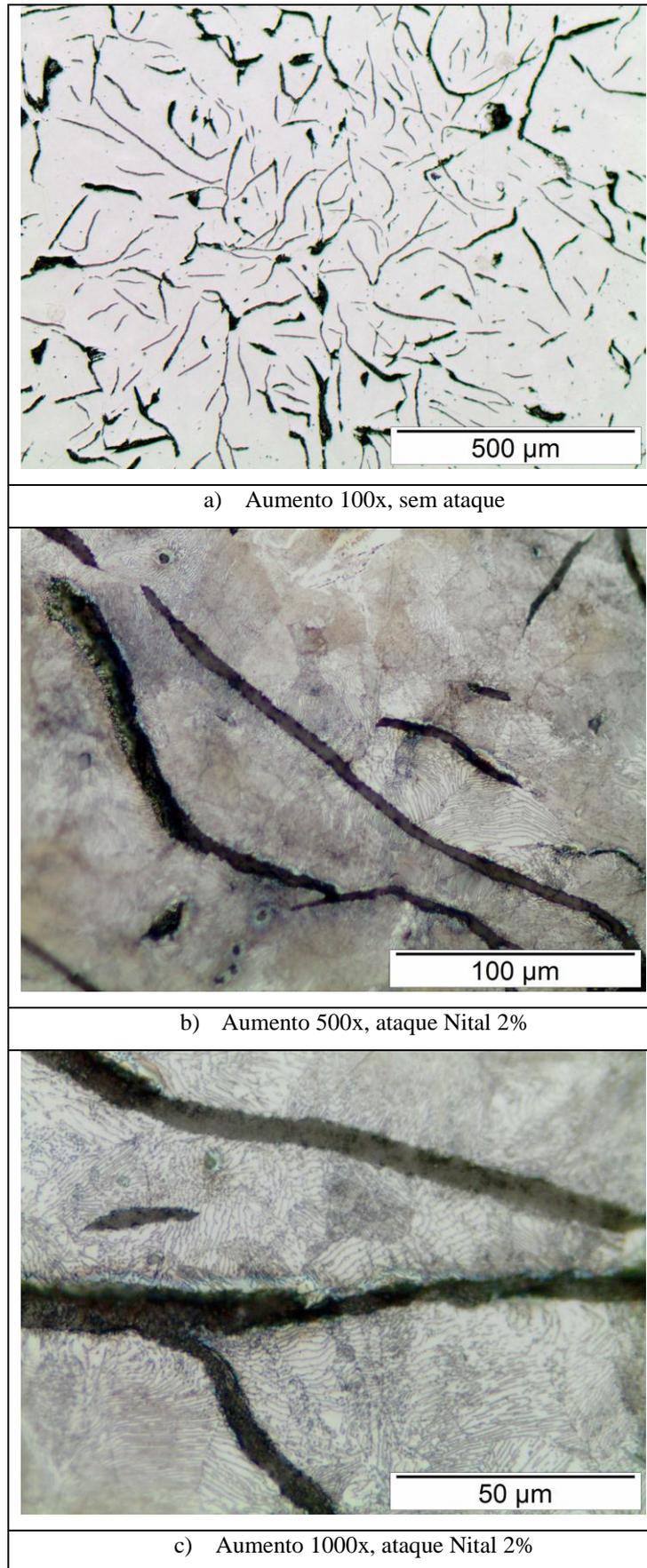
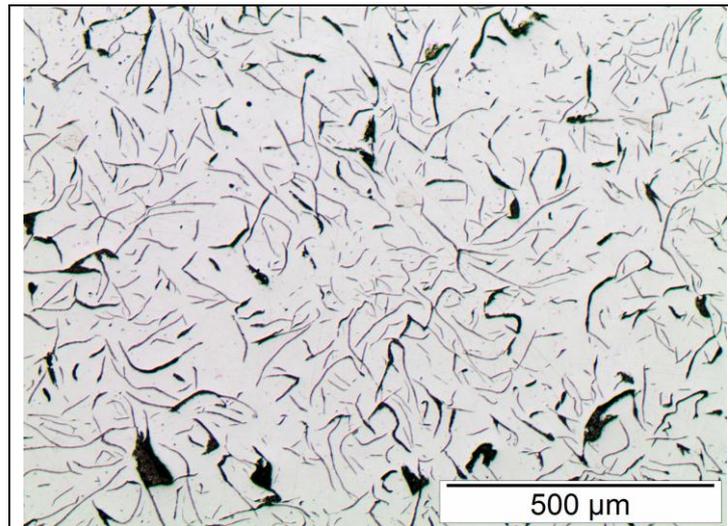
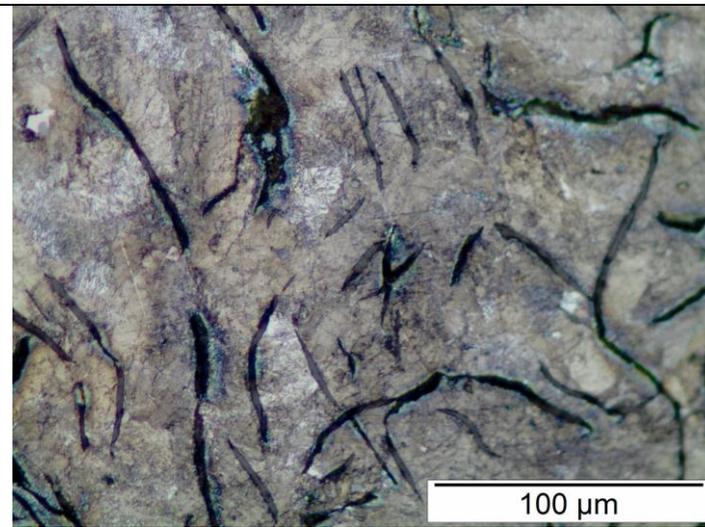


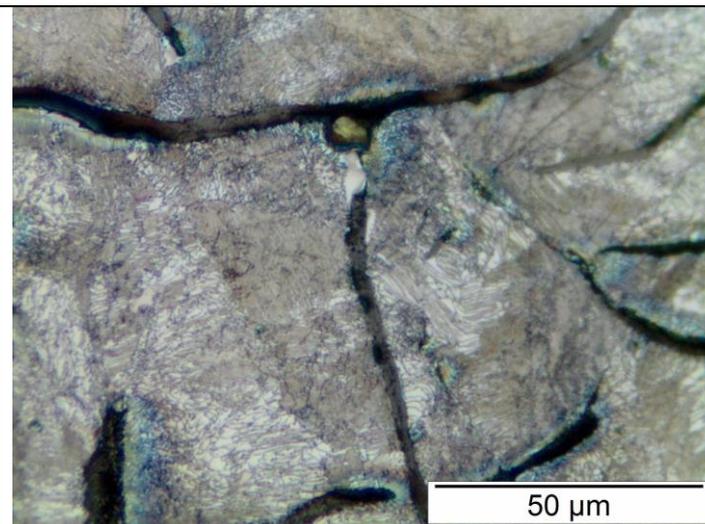
Figura 78: Metalografia da composição química A, na posição de pista.
Fonte: Autor



a) Aumento 100x, sem ataque



b) Aumento 500x, ataque Nital 2%



c) Aumento 1000x, ataque Nital 2%

Figura 79: Metalografia da composição química B, na posição lateral.
Fonte: Autor

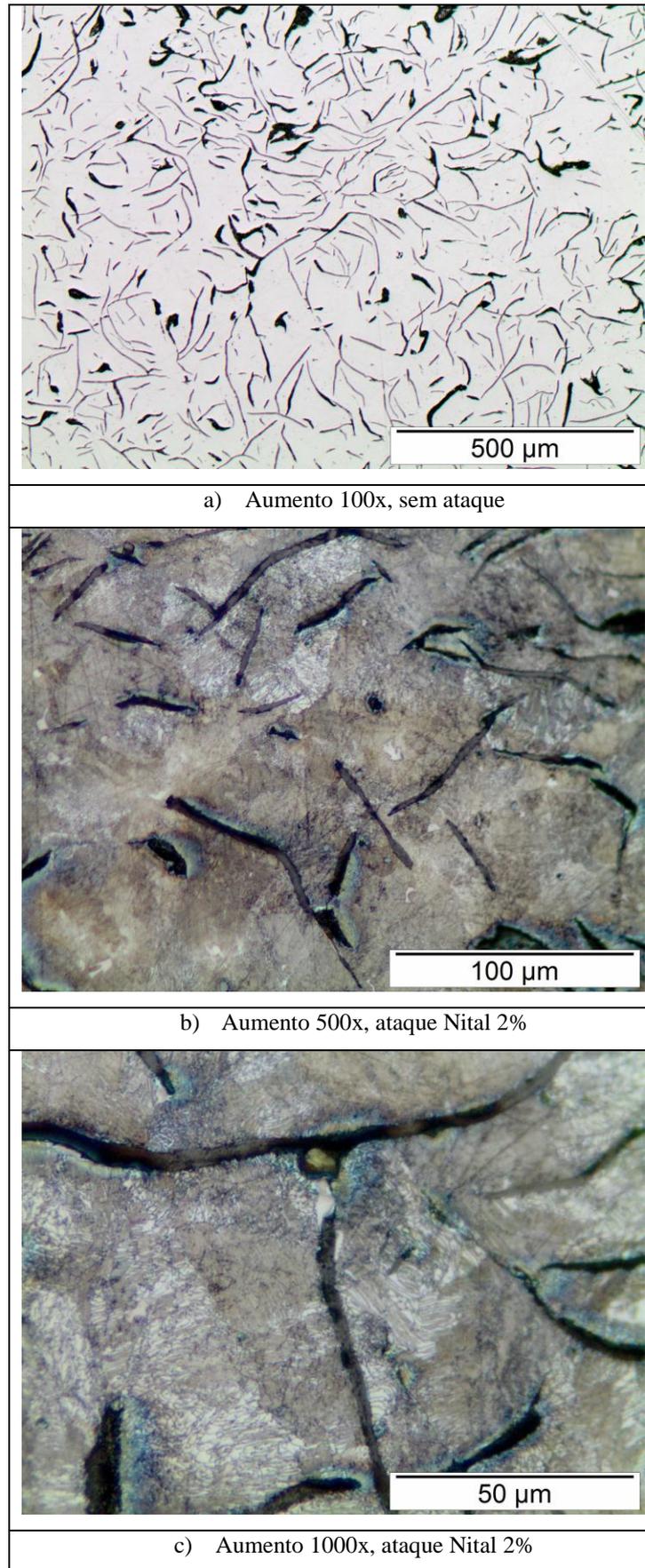


Figura 80: Metalografia da composição química B, na posição da pista.
Fonte: Autor

4.2.2 Metalografia após ciclo térmico

Nas Figuras de 81 a 82, por sua vez, são apresentados resultados das análises metalográficas realizadas utilizando microscopia óptica dos materiais com composição química A e B após o tratamento térmico (1 ciclo) como foi detalhado na seção 3.3. A apresentação das metalografias segue a mesma lógica anterior, incluindo análises sem ataque e com ataque dependendo do interesse.

Para ambos os materiais após ciclo térmico, foi identificada sutil alteração na estrutura das grafitas, sendo que elas se tornaram ligeiramente mais espessas (provável fruto dos 20 minutos de manutenção em forno no campo austenítico, o que propicia os fenômenos difusionais). Entretanto, não foi considerada necessária a reclassificação do tipo de grafita encontrada.

Quanto à microestrutura resultante, em ambos os casos foi identificada matriz martensítica bastante fina entre os veios de grafita distribuídos aleatoriamente e com algumas regiões nas quais foi notada a presença de austenita retida. A condução dos ataques utilizando Nital foi de grande dificuldade já que pequenas diferenças de tempo de exposição causavam ataque excessivo ou a não revelação da microestrutura. Entretanto, a observação das Figuras 81(c) e 82(c) revela que ripas bastante finas de martensita podem ser visualizadas.

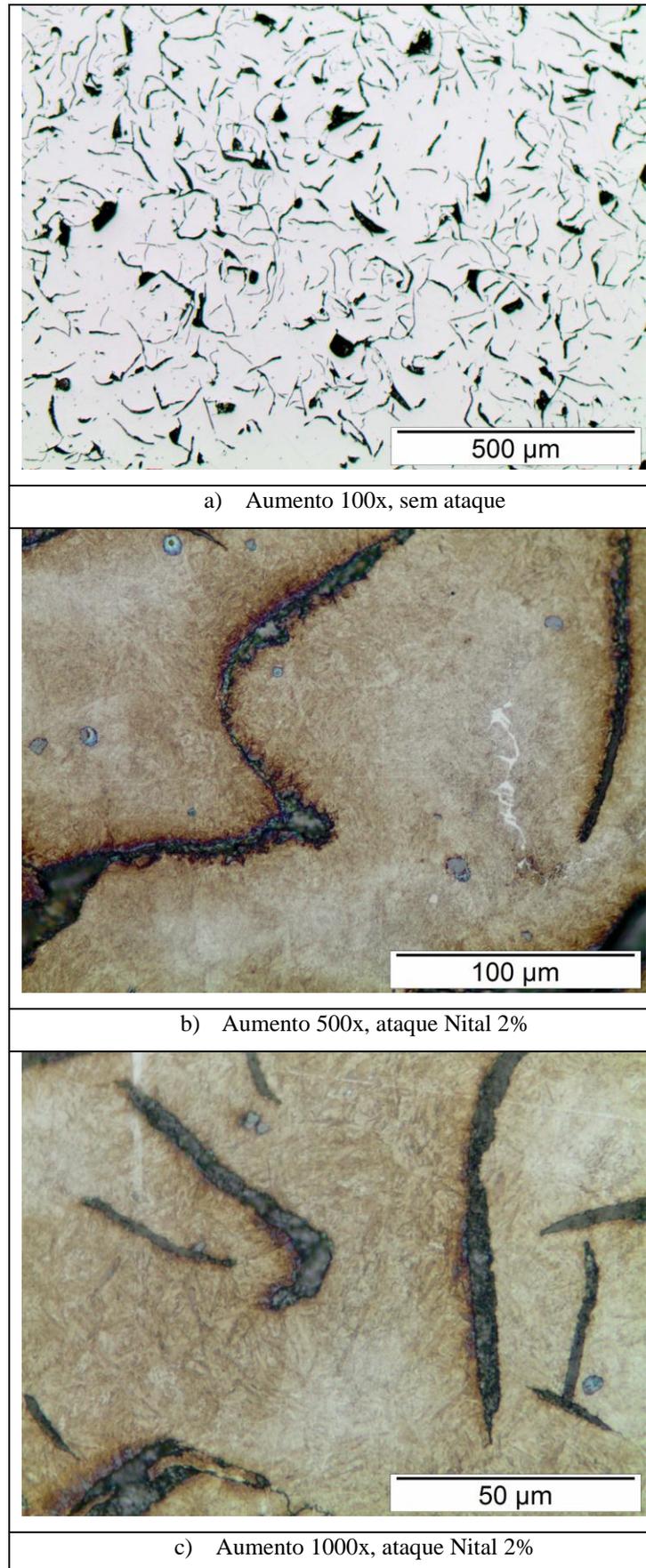


Figura 81: Metalografia da composição química A após 1 ciclo térmico.
Fonte: Autor

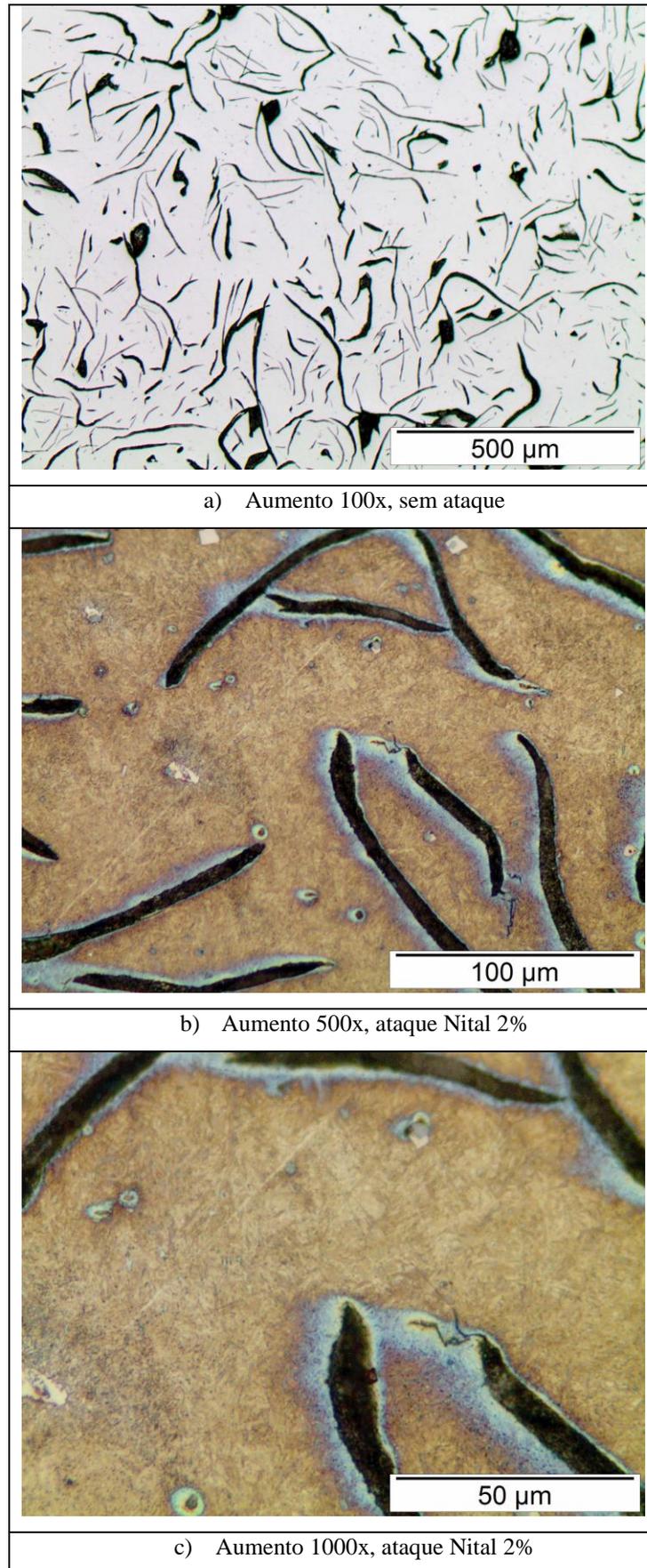


Figura 82: Metalografia da composição química B após 1 ciclo térmico.
Fonte: Autor

4.2.3 Análise micrográfica em microscópio eletrônico de varredura (MEV)

Nas Figuras de 83 a 88, por sua vez, são apresentados resultados das análises micrográficas complementares realizadas utilizando microscopia eletrônica de varredura com EDS. O objetivo de tais análises era verificar a composição de alguns carbonetos presentes na microestrutura tanto original como após tratamento de ambas as composições químicas (A e B). Assim, somente alguns espectros de EDS e respectivas figuras são apresentadas e discutidas.

Observando-se as Figuras 83 e 84 (composição química A), são nitidamente identificados carbonetos de Mo por meio dos respectivos espectros de composição. Esta ocorrência era esperada pela expressiva presença de Mo nas composições químicas apresentadas pelas Tabelas 11 e 12 para o material A. Diversos campos foram avaliados da mesma maneira, tanto para condições tratadas e não tratadas e nada de diferente foi evidenciado.

Já se observando as Figuras 85 a 88 (composição B), um cenário distinto emergiu. Além dos carbonetos de Mo, identificados na Figura 88, por exemplo, para este material, diversos carbonetos de Nb foram encontrados em diferentes posições e coexistindo com os carbonetos de Mo. Tanto amostras sem tratamento térmico (Figuras 85 e 86) como amostras com tratamento térmico (Figuras 87 e 88) apresentaram o mesmo cenário em termos de incidência de carbonetos. O Mo também estava presente na composição química do material B segundo as Tabelas 11 e 12, entretanto, o Nb não havia sido detectado (embora fosse um elemento pesquisado em ambas as metodologias) pela pequena fração em volume e pela sua presença em pontos específicos (no caso só evidenciado nos carbonetos).

A avaliação das Figuras 87 e 88 (material B após tratamento) já evidencia uma das principais ocorrências de interesse ao trabalho, que foi o trincamento da matriz de ambos os materiais (A e B) após o ciclo de tratamento térmico nas proximidades das extremidades das grafitas. Estas são regiões já de inerente concentração de tensões e serão investigadas em mais detalhes a seguir.

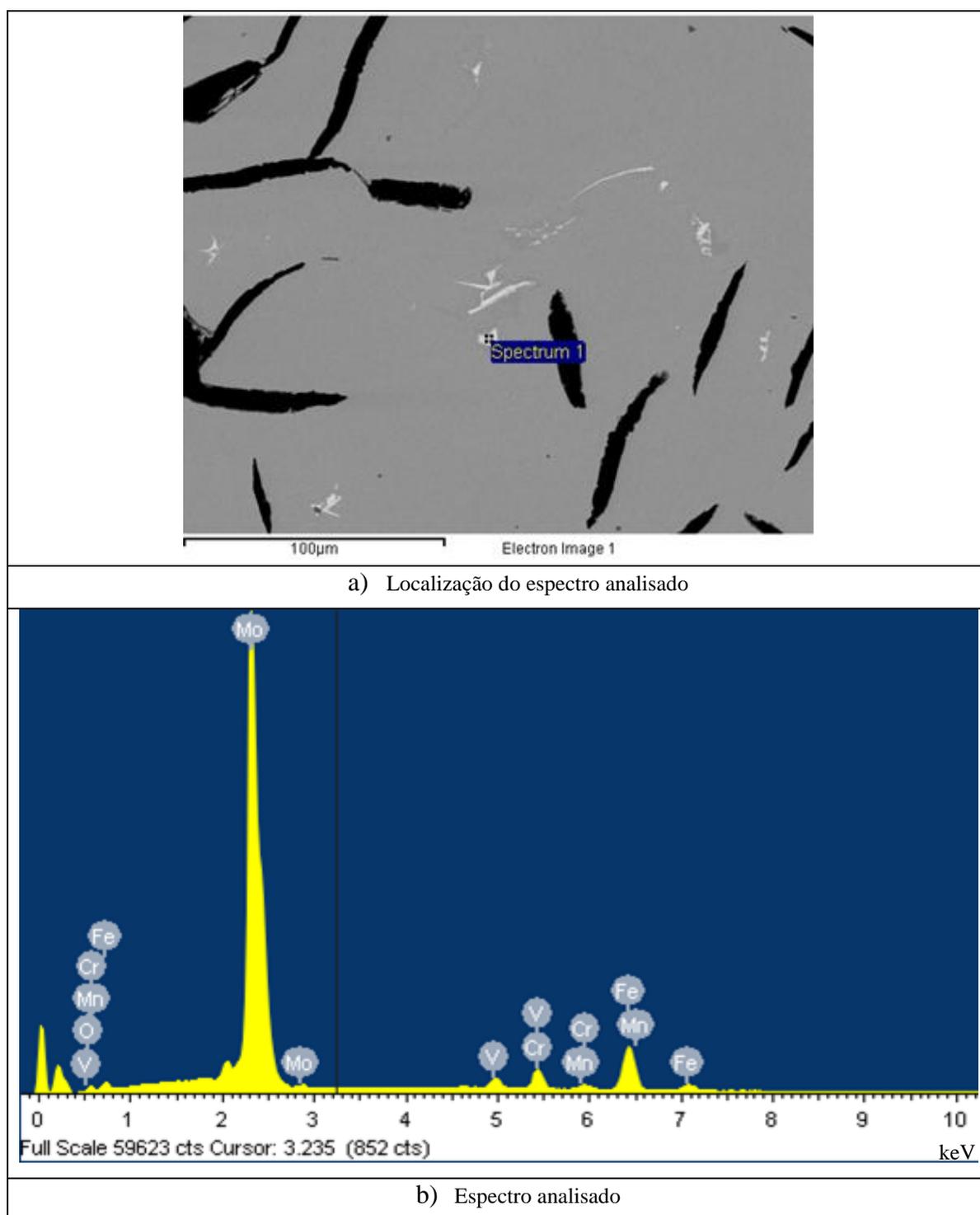


Figura 83: Análise dos espectros da composição química A sem tratamento térmico.

Fonte: Autor

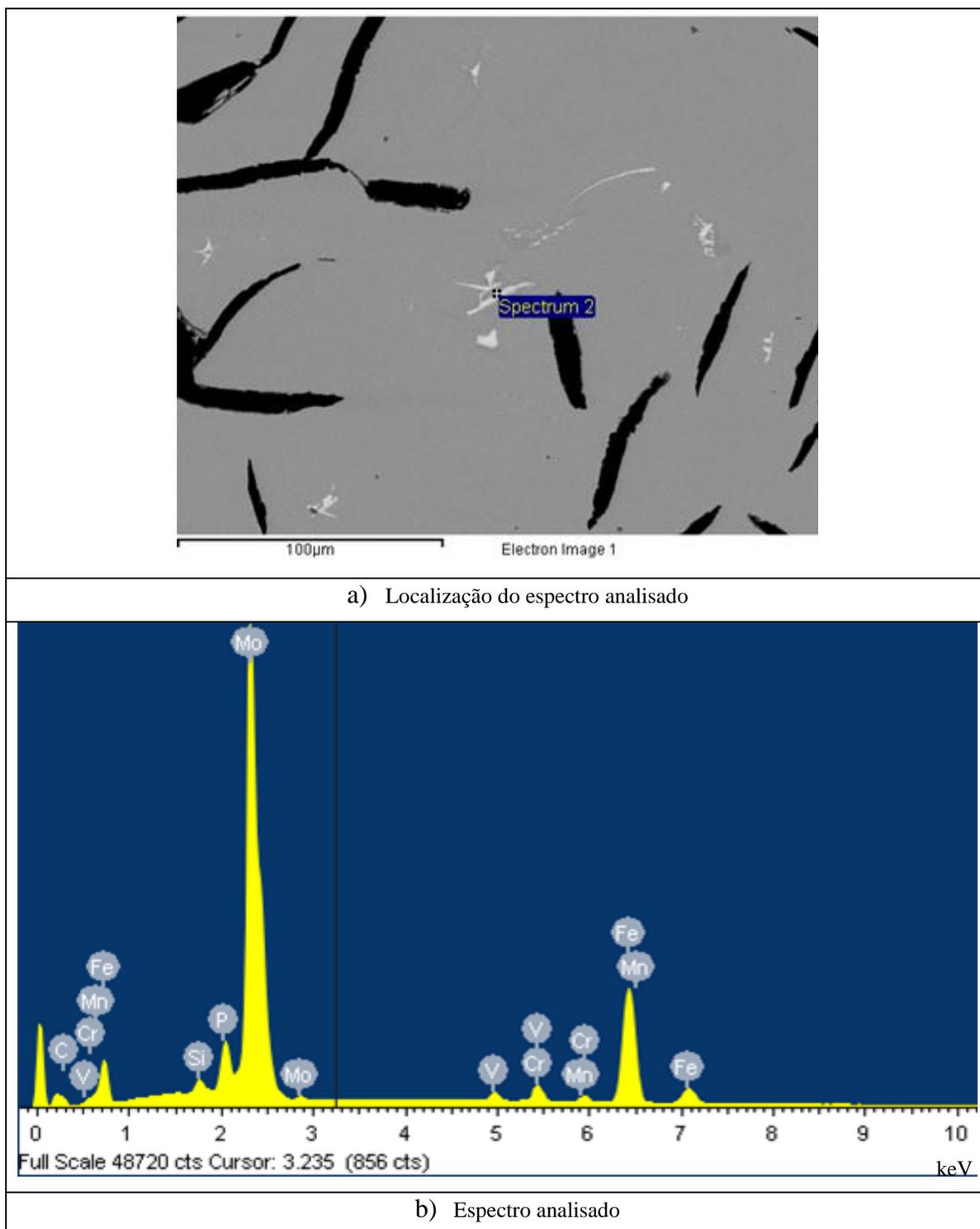


Figura 84: Análise dos espectros da composição química A sem tratamento térmico.
Fonte: Autor

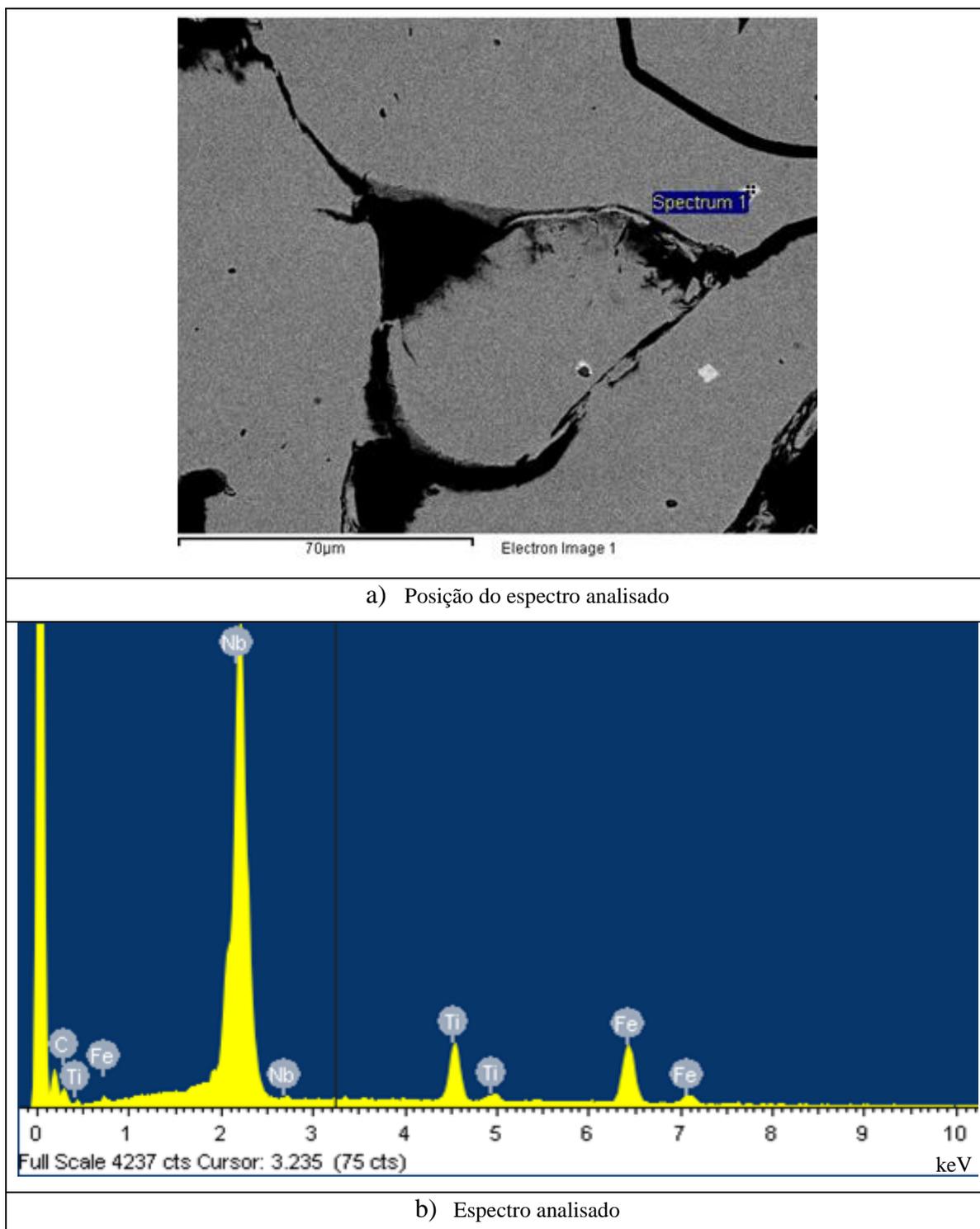


Figura 85: Análise dos espectros da composição química B sem tratamento térmico.
Fonte: Autor

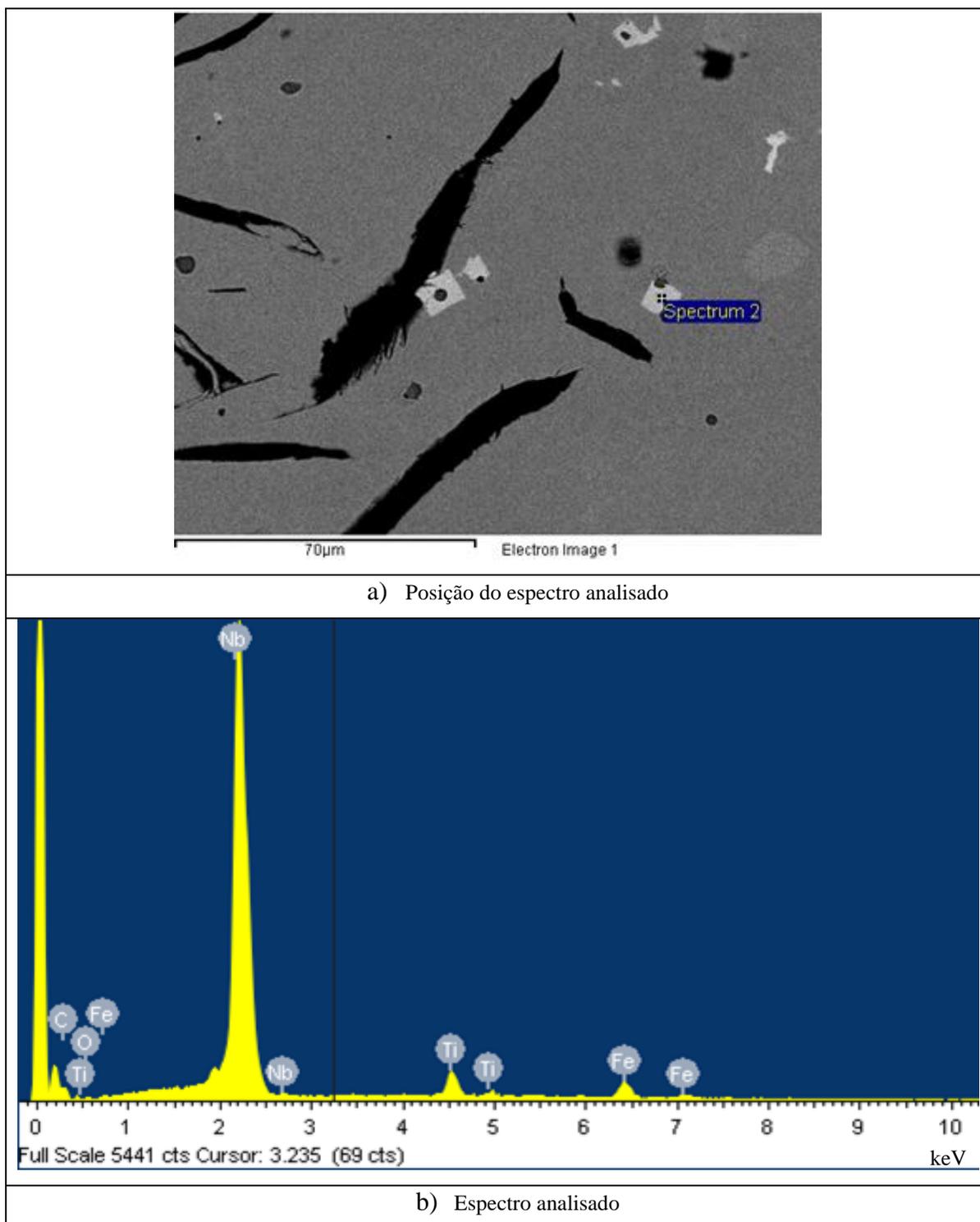


Figura 86: Análise dos espectros da composição química B sem tratamento térmico.
Fonte: Autor

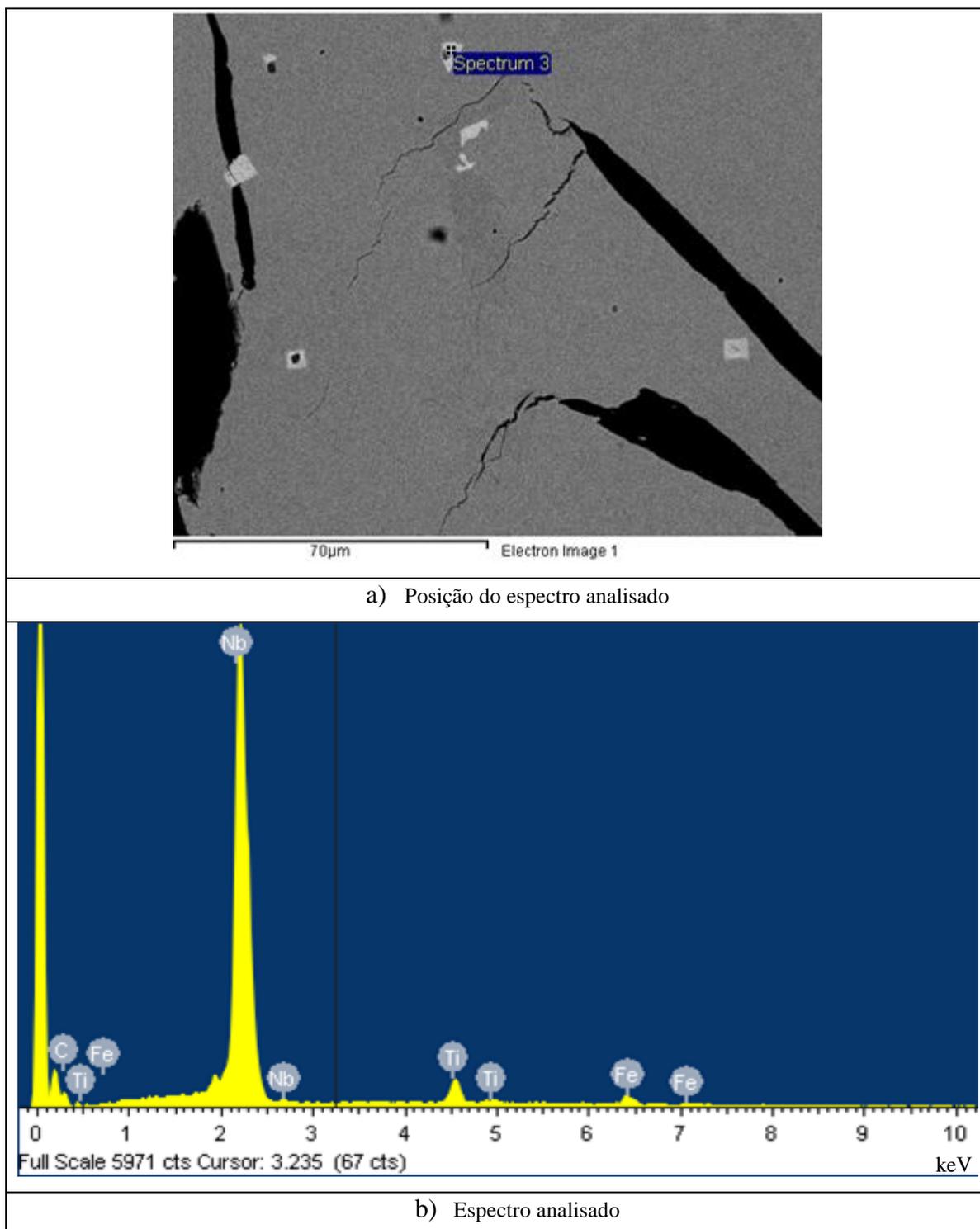


Figura 87: Análise dos espectros da composição química B com tratamento térmico.
Fonte: Autor

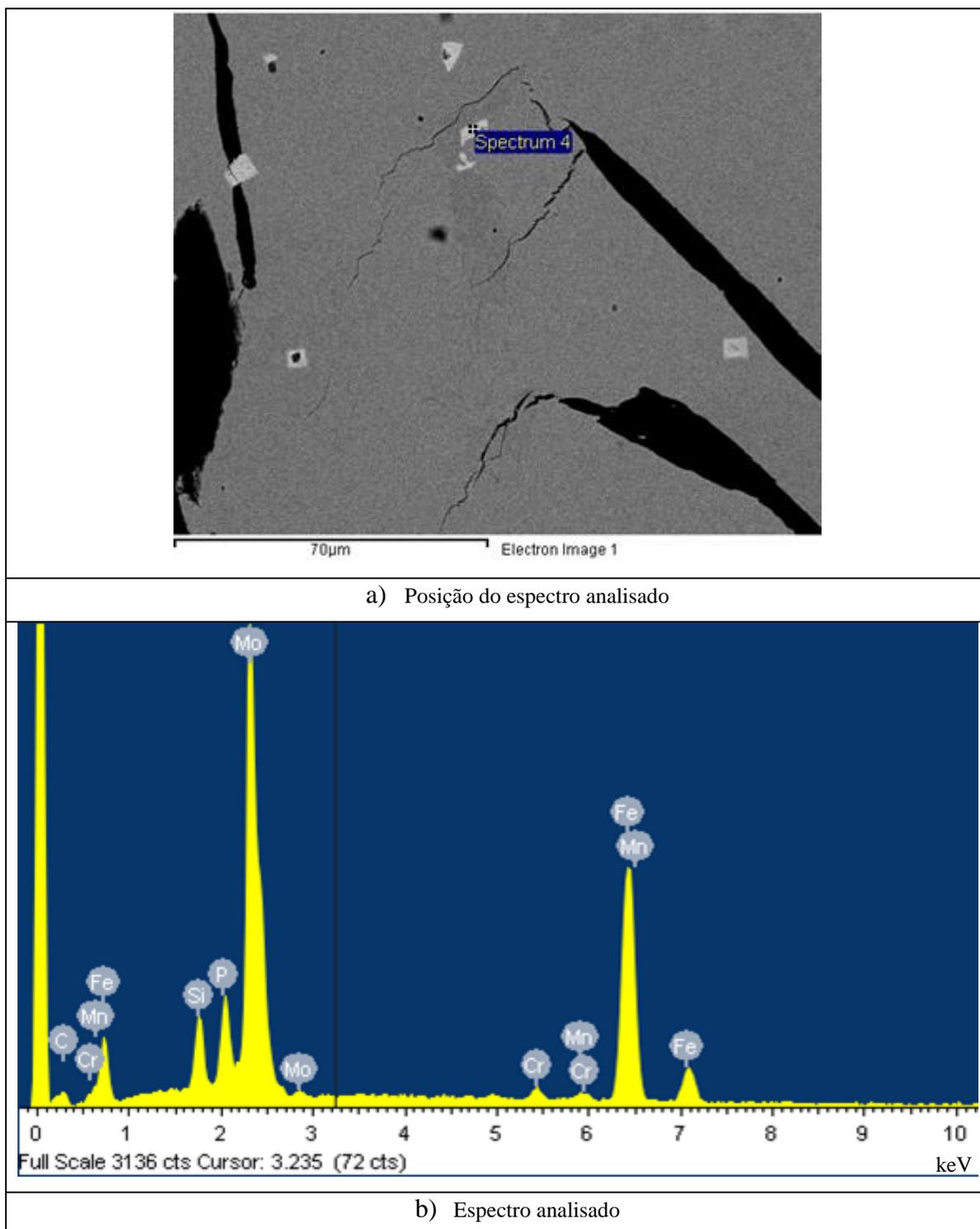


Figura 88: Análise dos espectros da composição química B com tratamento térmico.
Fonte: Autor

4.3 Microtrincas oriundas do tratamento térmico avaliadas via MEV

A submissão de componentes mecânicos a ciclos térmicos severos envolvendo resfriamento se torna de crítica preocupação pelo potencial de formação de tensões residuais e fases frágeis, como a martensita já discutida. O cenário é de ainda maior criticidade se os ciclos térmicos induzirem, mesmo na ausência de cargas aplicadas, microtrincas nos componentes. Este foi exatamente o caso encontrado no trabalho, sendo que a simulação em laboratório de ciclos térmicos realistas de operação prática gerou o trincamento já visualizado nas Figuras 87 e 88.

As Figuras 89(a) e 90(a) apresentam, respectivamente, micrografias MEV das composições A e B antes dos tratamentos térmicos (condição original). Fica evidente que nestes casos não são identificadas microtrincas nas proximidades das grafitas.

Todavia, nas Figuras 89(b) e 90(b), as quais dizem respeito aos materiais A e B em condição tratada, são identificadas diversas microtrincas que se formam a partir das pontas dos veios de grafita. Isto revela que o ciclo térmico aplicado e a decorrente formação de martensita já ilustrada são fenômenos de grande relevância para considerações de segurança. A expansão da martensita durante o rápido resfriamento gera tensões residuais que propiciam a fratura das extremidades das grafitas, caracterizando trincas de maiores dimensões em relação às dimensões originais da grafita.

Ao comparar os dois materiais A e B, nota-se que o material com composição química A apresenta menor incidência e dimensão das microtrincas formadas se comparado ao material com composição química B (comprovado nas Figuras 89(b) e 90(b)). Esta ocorrência pode estar ligada à composição química, temperabilidade, microestrutura original, entre outros aspectos não investigados no trabalho.

O aspecto importante é que os ciclos simulados, mesmo típicos de condições reais críticas, geraram trincas em ambos os materiais investigados. Além disso, uma constatação interessante foi que as trincas nascem nas extremidades das grafitas se alongando pela matriz ferrítica/perlítica sem, em geral, fraturar os carbonetos de Mo e Nb presentes. Uma investigação aprofundada é sugerida para trabalhos futuros, mas a Figura 90(b) ilustra um caso no qual a trinca passa entre dois carbonetos. Diversos outros campos similares foram observados.

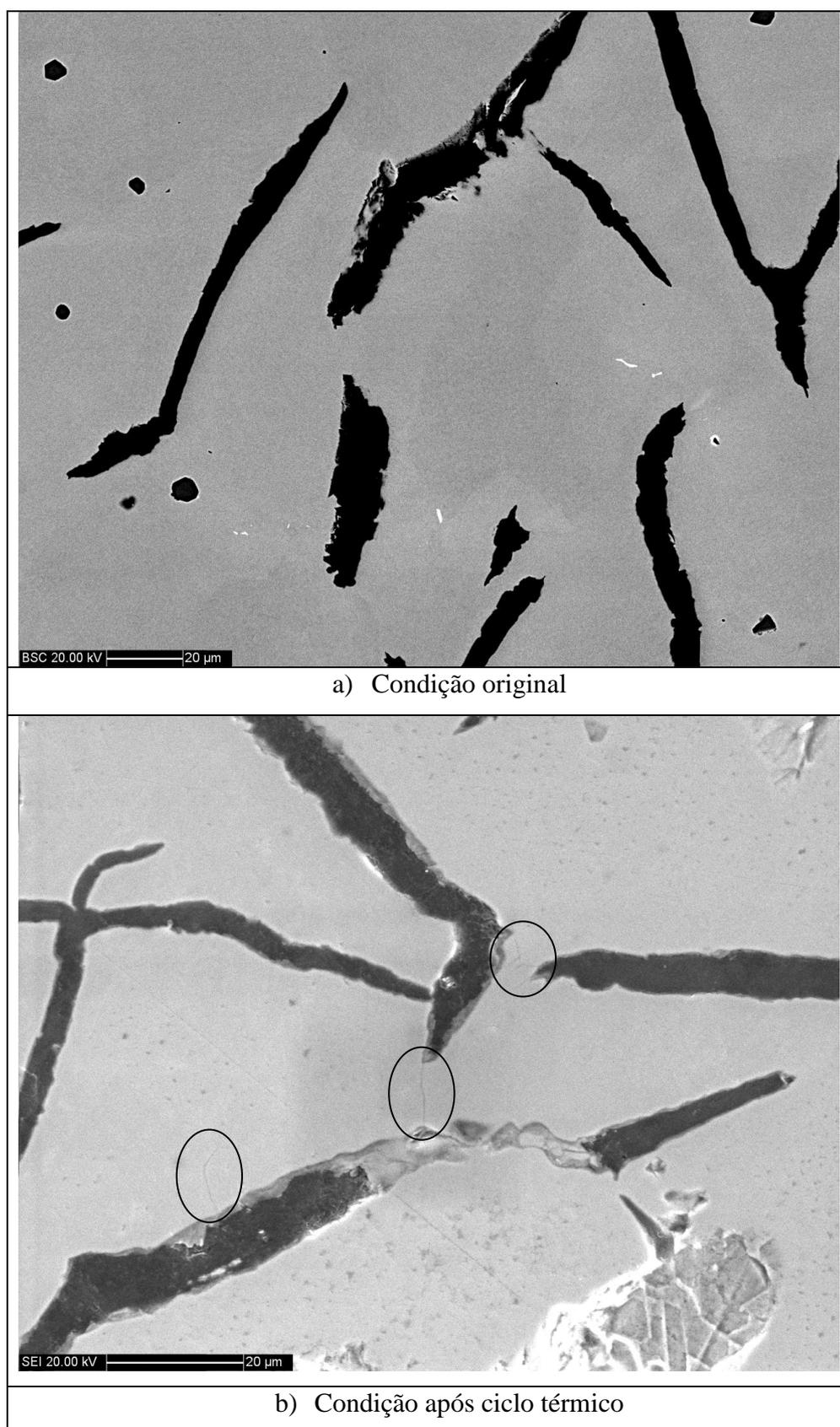


Figura 89: Análise de microtrincas em material A: (a) antes do tratamento térmico e (b) após o tratamento térmico.

Fonte: Autor

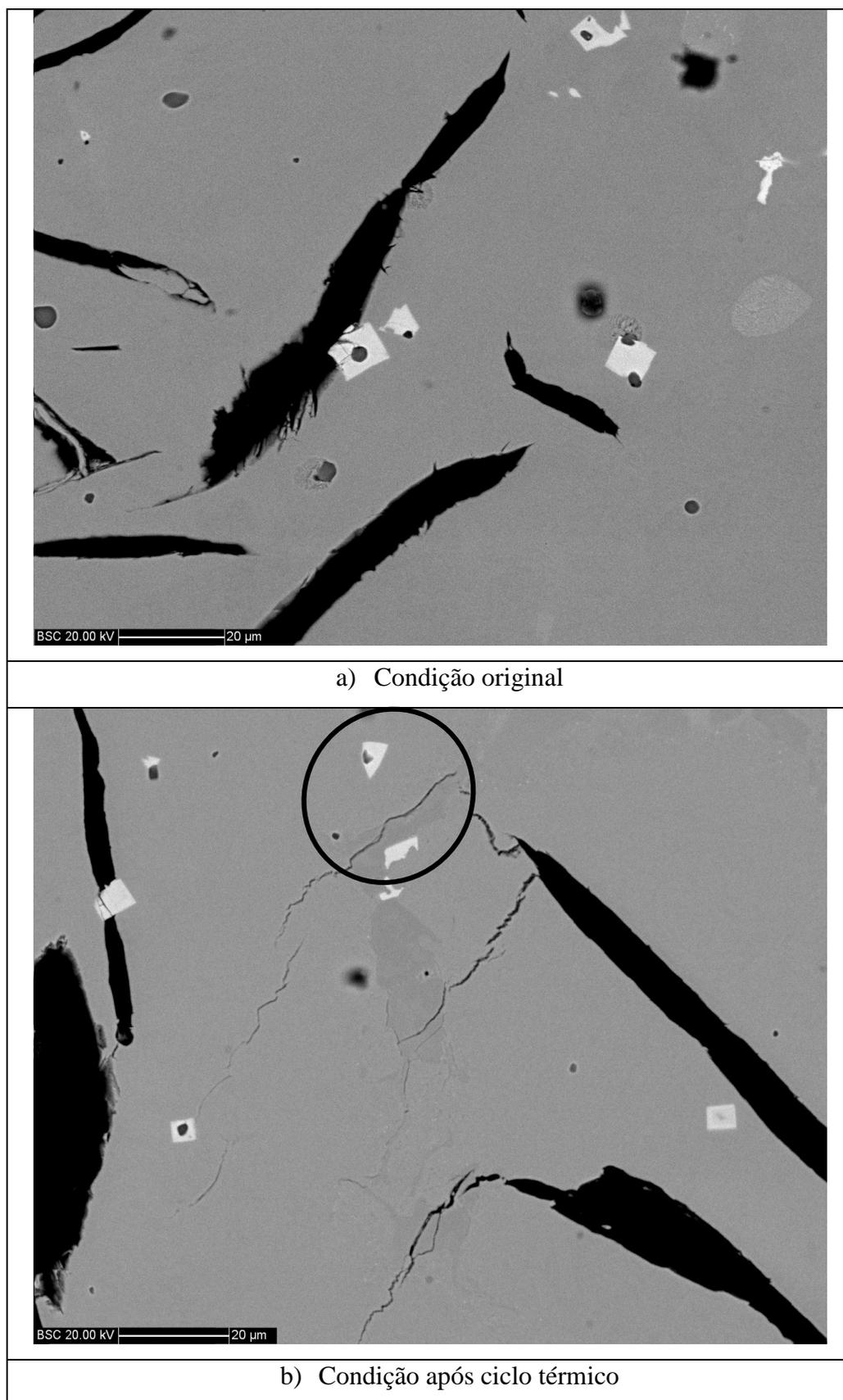


Figura 90: Análise de microtrincas em material B: (a) antes do tratamento térmico e (b) após o tratamento térmico.

Fonte: Autor

4.4 Ensaios mecânicos convencionais

4.4.1 Ensaios de tração

A seção 4.4.1.1 apresenta os resultados de ensaios de tração convencional para o material de composição química A, antes do tratamento térmico (Figura 91) e após o tratamento térmico (Figuras 92 e 93). O mesmo esquema de apresentação aparece na seção 4.4.1.2 para o material de composição química B. A Figura 94 reflete o material B original e as Figuras 95 e 96 o material tratado. O marcador X no final de cada curva é a indicação do momento da fratura de cada corpo de prova.

Alguns corpos de prova foram perdidos por defeitos ocorridos durante a usinagem e como consequência disso, terem fraturado na região do raio de concordância. O número de espécimes válidos, com base nos baixos desvios-padrão em percentuais encontrados, pode ser considerado adequado para as avaliações e está apresentado na Tabela 10.

A simples observação das curvas revela que o tratamento térmico acarretou severa perda de ductilidade e ao mesmo tempo resistência mecânica. Uma comparação quantitativa comparativa está apresentada na seção 4.4.1.3 que segue.

4.4.1.1 Tração - composição química A

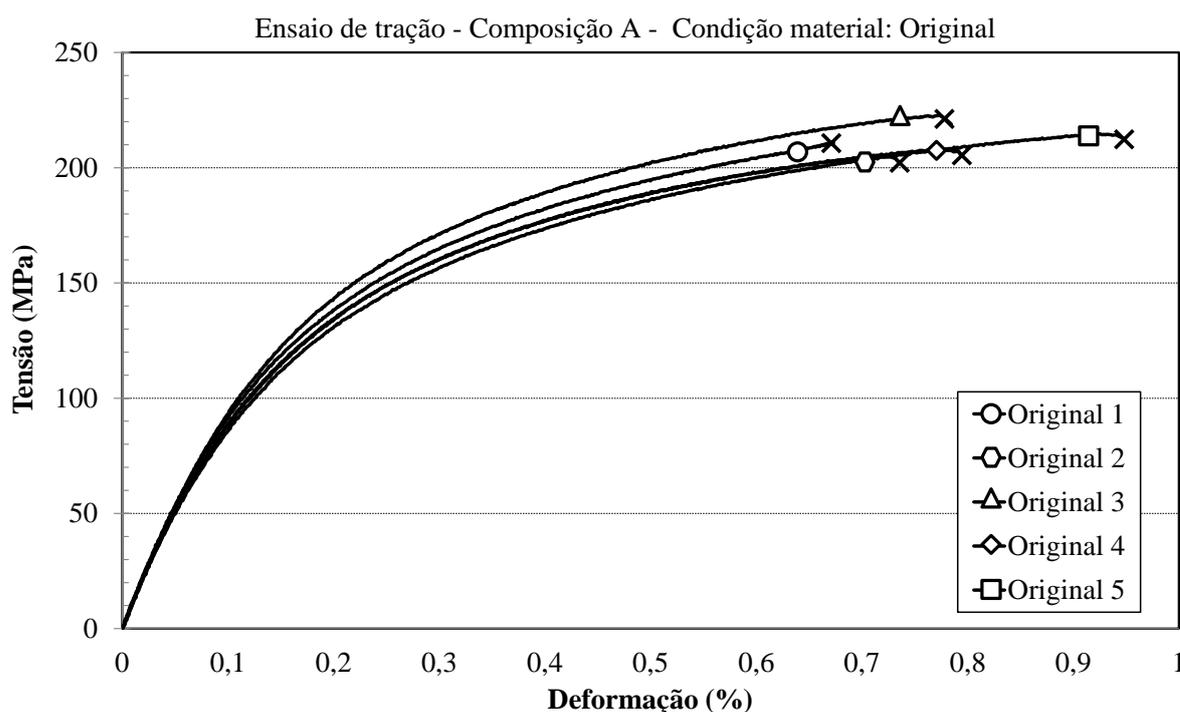


Figura 91: Curva tensão vs. deformação, composição química A, condição original.

Fonte: Autor

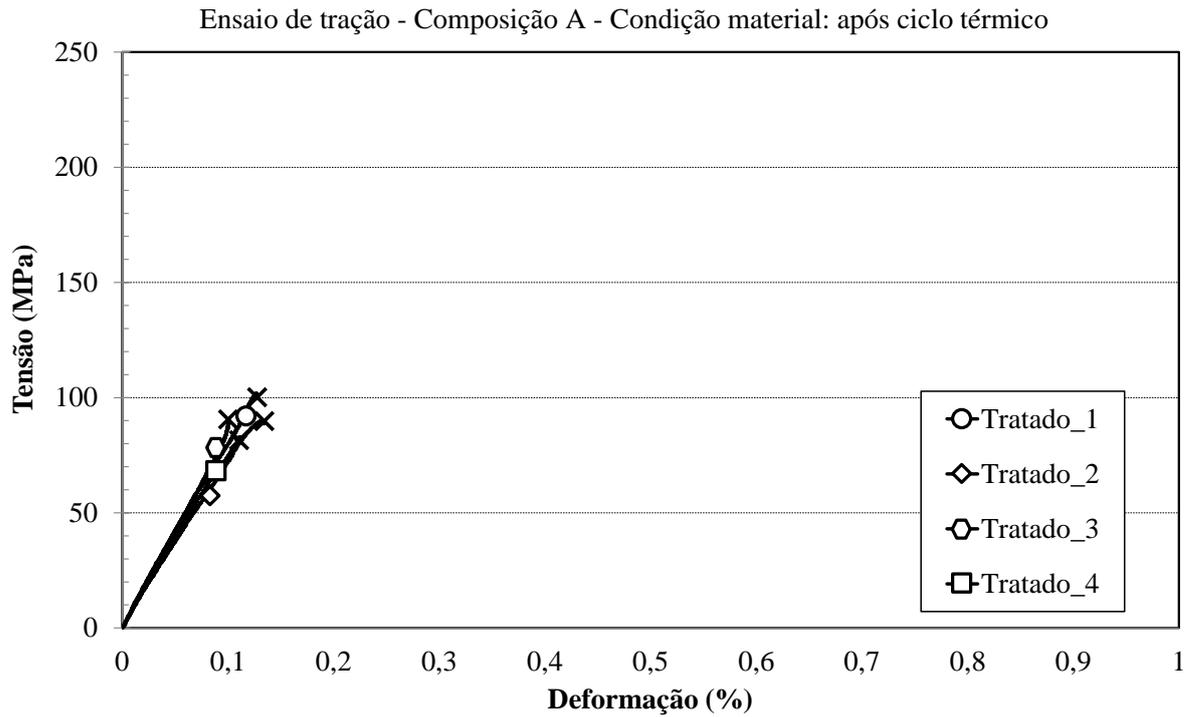


Figura 92: Curva tensão vs. deformação, composição química A, condição após tratamento.
Fonte: Autor

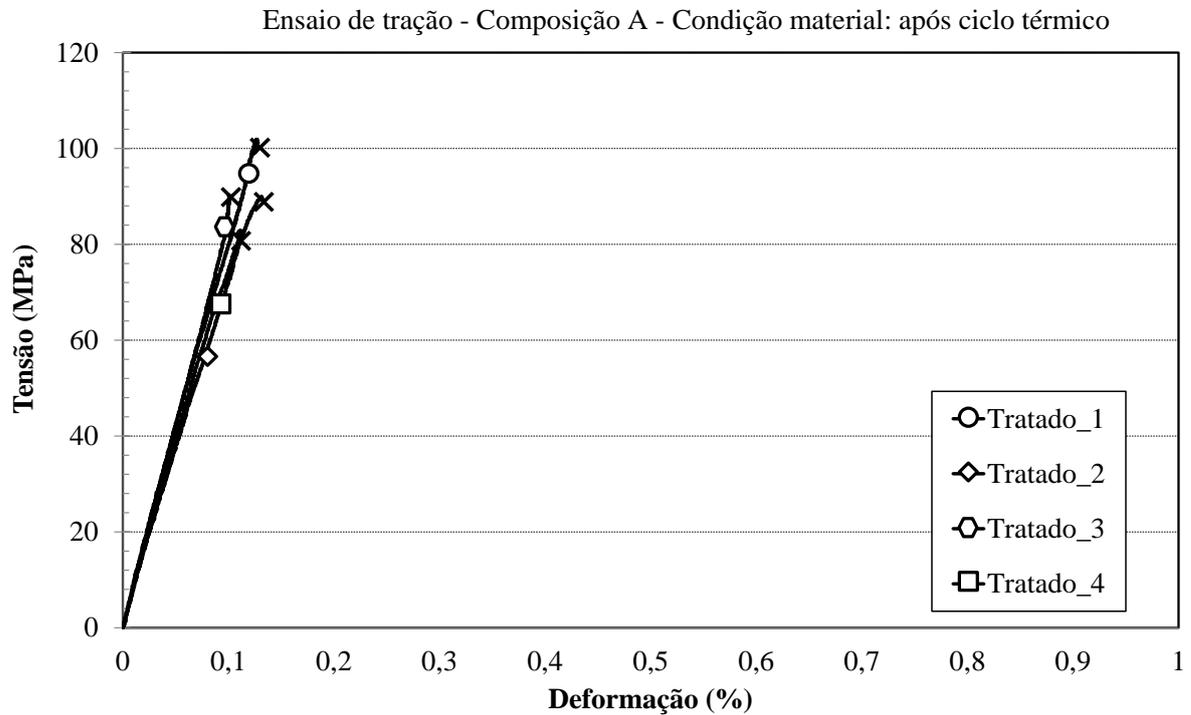


Figura 93: Curva tensão vs. deformação, composição química A, condição após tratamento visualizada em maior aumento.
Fonte: Autor

4.4.1.2 Tração - composição química B

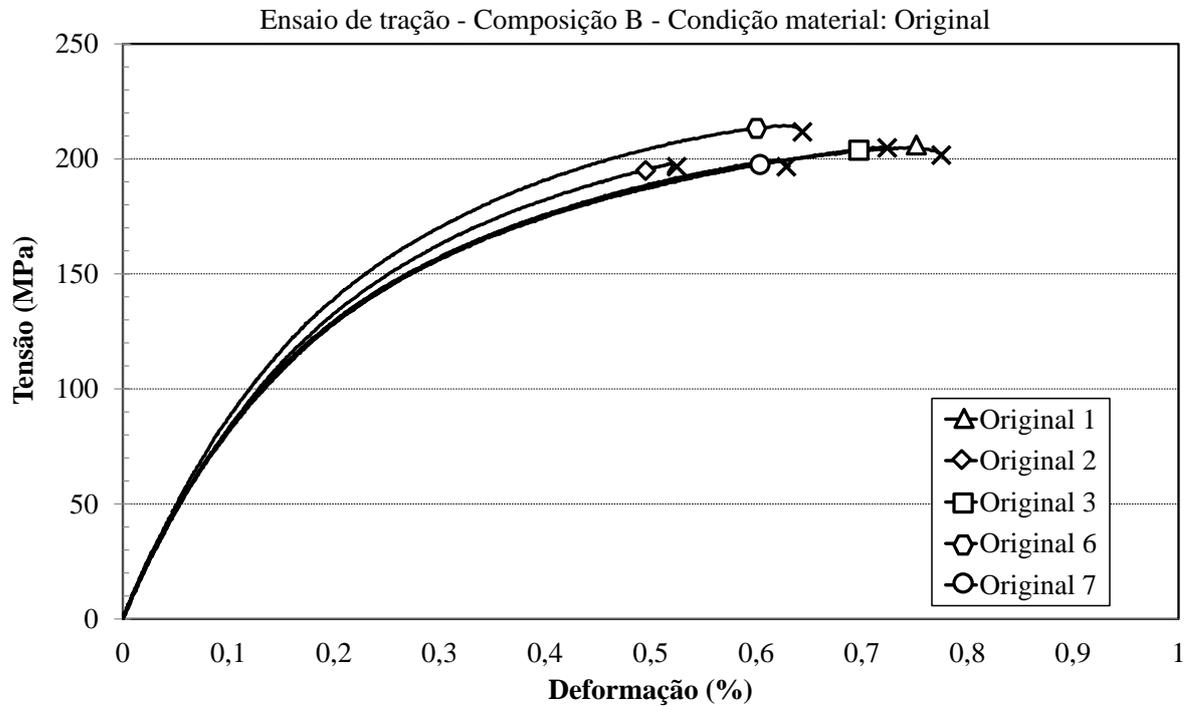


Figura 94: Curva tensão vs. deformação, composição química B, condição original.

Fonte: Autor

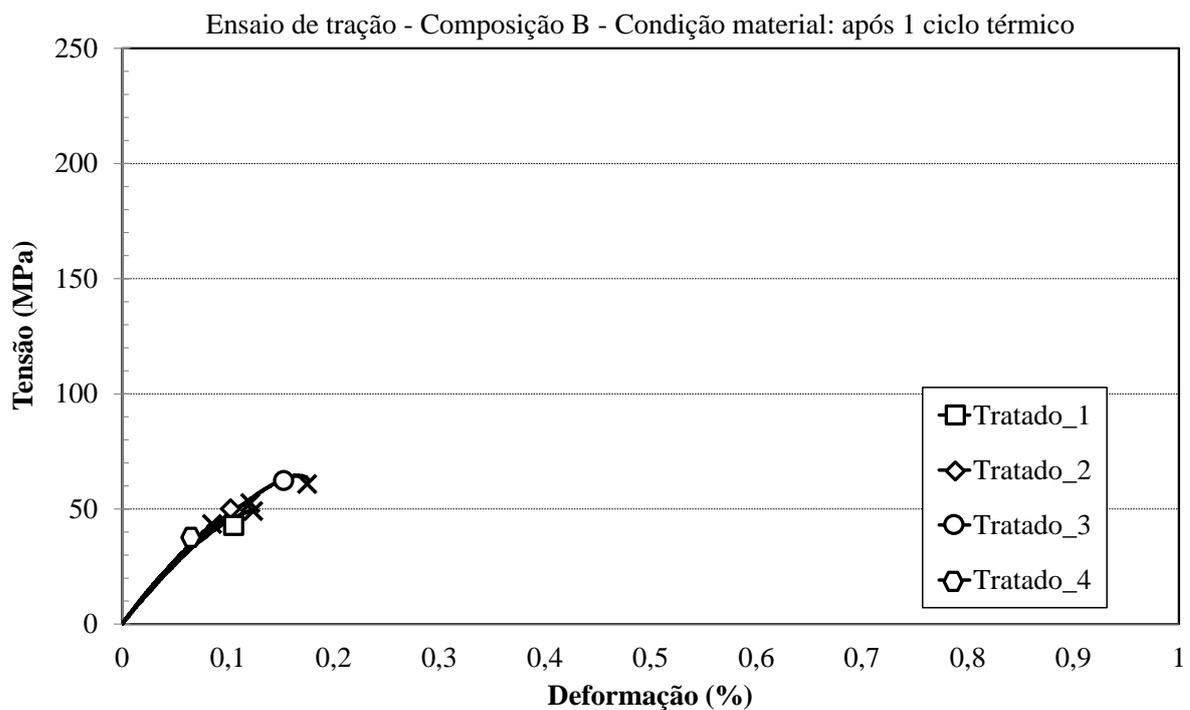


Figura 95: Curva tensão vs. deformação, composição química B, condição após tratamento.

Fonte: Autor

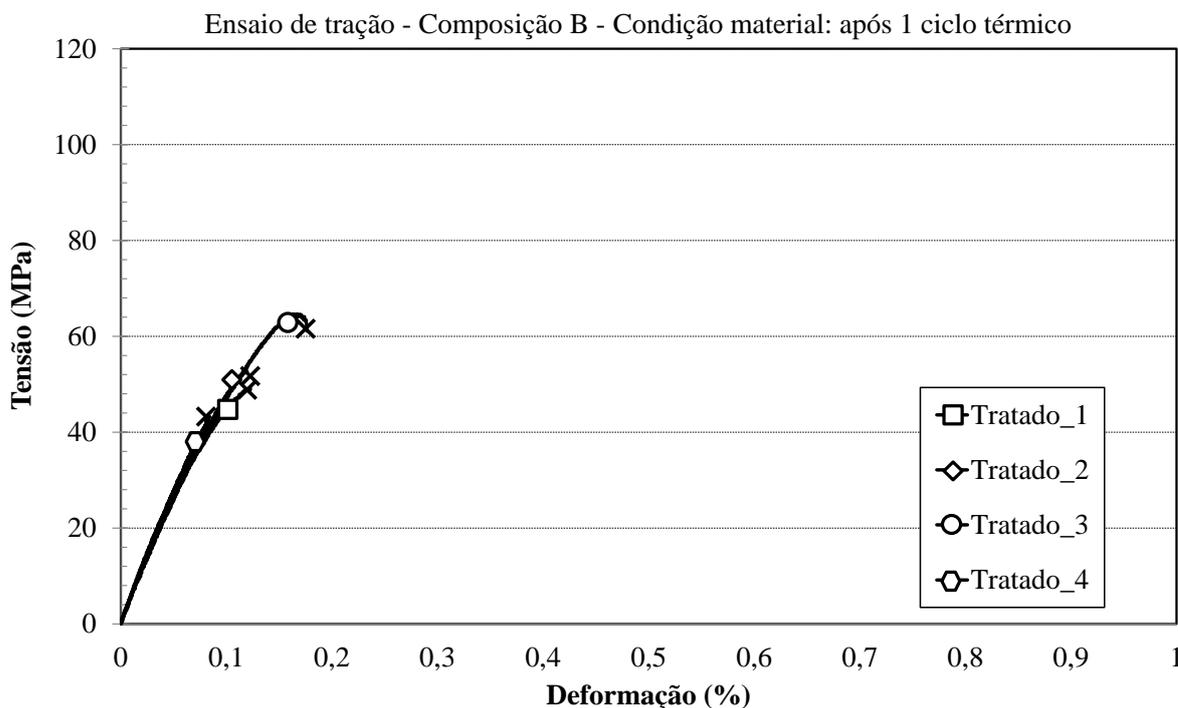


Figura 96: Curva tensão vs. deformação, composição química B, condição após tratamento visualizada em maior aumento.

Fonte: Autor

4.4.1.3 Comparativo quantitativo de resultados de tração

Nas Tabelas 13 a 15 são apresentados os resultados de propriedades mecânicas convencionais obtidas a partir das curvas tensão vs. deformação apresentadas anteriormente. São reportadas as medições de módulo de elasticidade (Tabela 13), limite de resistência à tração (Tabela 14) e resiliência (Tabela 15), sendo esta última computada como a integral abaixo da curva tensão vs. deformação para cada espécime.

Cada tabela apresenta, para ambas as composições, os valores médios e desvios padrões encontrados. Uma terceira coluna é também inserida e quantifica a redução percentual de propriedades mecânicas após o tratamento térmico.

Em termos de módulo de elasticidade, cujos resultados são obtidos a partir do início da curva tensão vs. deformação, a composição A perdeu em torno de 5%, enquanto a composição B perdeu em torno de 33%, o que está de acordo com a maior incidência de microtrincas após o tratamento do material B, como foi discutido à luz da Figura 90(b).

Em termos de limite de resistência à tração, as reduções são mais expressivas (57% para material A e 74% para material B), o que demonstra a severa perda de propriedades mecânicas convencionais e está também de acordo com o discutido acima.

As grandes perdas de resistência mecânica reportadas acima, combinadas com as grandes reduções de ductilidade visíveis nas Figuras 91 a 96, resultam em uma extrema redução da capacidade de absorção de energia dos materiais ensaiados, como quantificado pela resiliência (Tabela 15). Nota-se aí que reduções de 96% para o material A e 97% para o material B foram encontradas, o que significa para fins práticos quase a total perda de capacidade de deformação dos equipamentos. Para equipamentos que operam ciclicamente e submetidos a transientes mecânicos e térmicos, como discos e tambores de freios, blocos de motor, entre outros, estas são constatações para as quais a integridade estrutural dificilmente pode ser garantida.

Tabela 13: Comparativo entre composições A e B – Módulo de elasticidade.

	Composição A			Composição B		
	GPa			GPa		
Original	84,2	5,76	---	78,40	2,88	---
Tratado	79,75	4,99	-5%	52,25	2,99	-33%
	Média	Desvio	---	Média	Desvio	---

Fonte: Autor

Tabela 14: Comparativo entre composições A e B – Limite de resistência à tração.

	Composição A			Composição B		
	MPa			MPa		
Original	212,24	6,90	---	204,46	6,43	---
Tratado	91,5	7,84	-57%	52,54	8,98	-74%
	Média	Desvio	---	Média	Desvio	---

Fonte: Autor

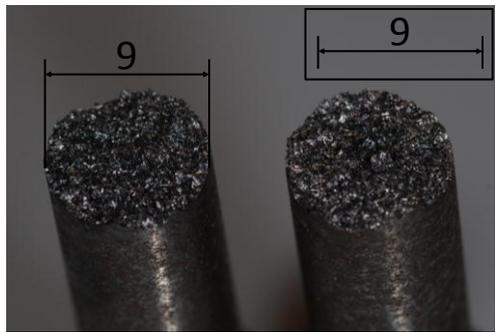
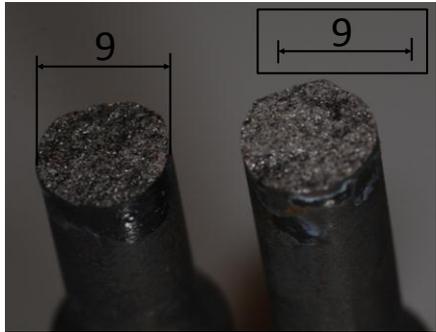
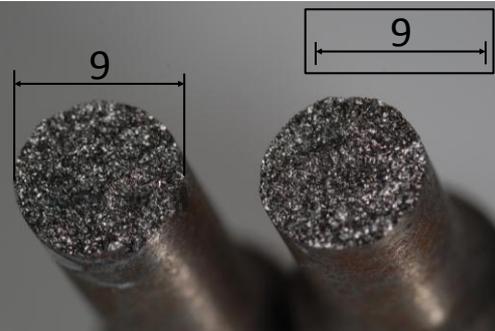
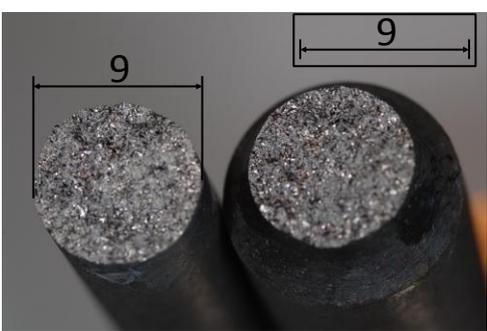
Tabela 15: Comparativo entre composições A e B – Resiliência.

	Composição A			Composição B		
	MJ/mm³			MJ/mm³		
Original	1,251	0,21	---	0,98	0,19	---
Tratado	0,054	0,01	-96%	0,03	0,03	-97%
	Média	Desvio	---	Média	Desvio	---

Fonte: Autor

A seguir, na Tabela 16, é apresentado um comparativo das fraturas obtidas nos ensaios de tração para materiais A e B antes e depois do tratamento. Nota-se que as características macroscópicas de todas as fraturas são essencialmente similares e frágeis. Todas as fraturas de espécimes tratados termicamente, entretanto, apresentam superfície ainda mais plana em relação à condição original de cada material. Mais adiante no trabalho, fractografias utilizando microscopia eletrônica de varredura permitirão um maior detalhamento deste ponto.

Tabela 16: Comparativo entre as fraturas para materiais A e B antes e depois do tratamento térmico. Dimensões em mm

	Condição material: Original	Condição material: Tratado
Composição A	 Two cylindrical specimens of material A in original condition. The fracture surfaces are relatively smooth and dark. Dimension lines above each specimen indicate a diameter of 9 mm.	 Two cylindrical specimens of material A after thermal treatment. The fracture surfaces appear more granular and lighter in color compared to the original state. Dimension lines above each specimen indicate a diameter of 9 mm.
Composição B	 Two cylindrical specimens of material B in original condition. The fracture surfaces are dark and show some texture. Dimension lines above each specimen indicate a diameter of 9 mm.	 Two cylindrical specimens of material B after thermal treatment. The fracture surfaces are significantly more granular and lighter in color, indicating a change in the material's microstructure. Dimension lines above each specimen indicate a diameter of 9 mm.

Fonte: Autor

4.4.2 Ensaio de impacto Charpy

A seção 4.4.2.1 apresenta os resultados de ensaios de impacto Charpy para o material de composição química A, antes e após o tratamento térmico (Figuras 97 e 98). São apresentadas as médias, desvios e também os pontos experimentais para evidenciar o relativamente reduzido espalhamento experimental. O mesmo esquema de apresentação aparece na seção 4.4.2.2 para o material de composição química B, por meio das Figuras 99 e 100.

Todos os resultados de impacto Charpy são agrupados e avaliados comparativamente na seção 4.4.2.3, na qual uma discussão é conduzida. Na Tabela 17, a seguir, há uma leve superposição dos desvios o que não se pode tirar conclusões estatísticas.

4.4.2.1 Charpy - composição química A

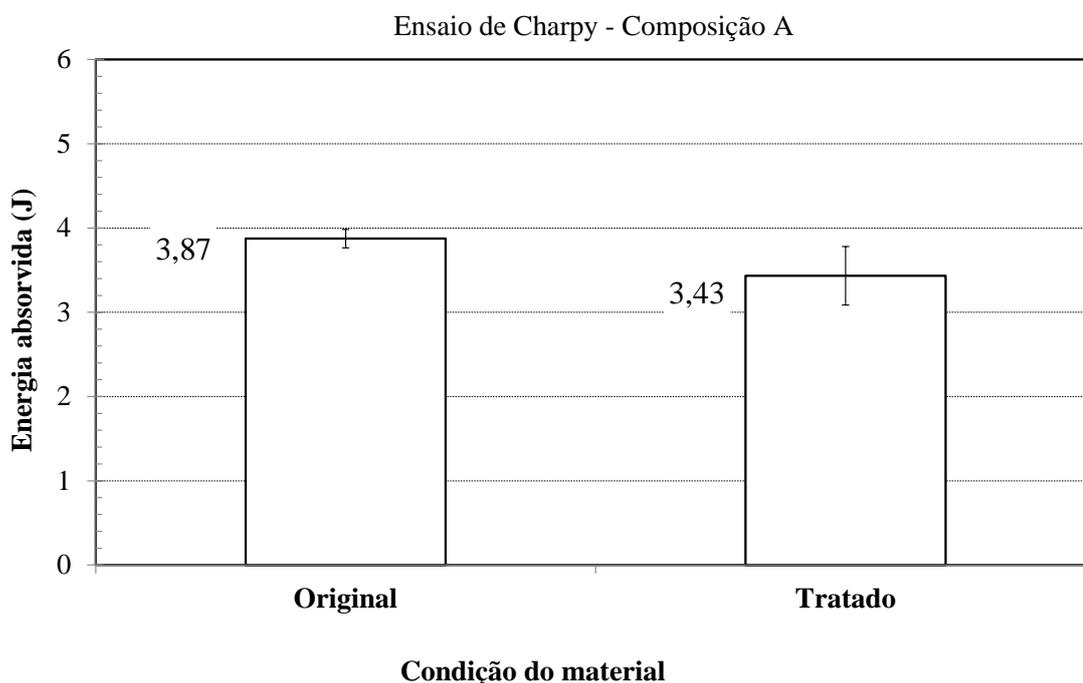


Figura 97: Energia absorvida em ensaio Charpy para material de composição A em condição original e tratada.

Fonte: Autor

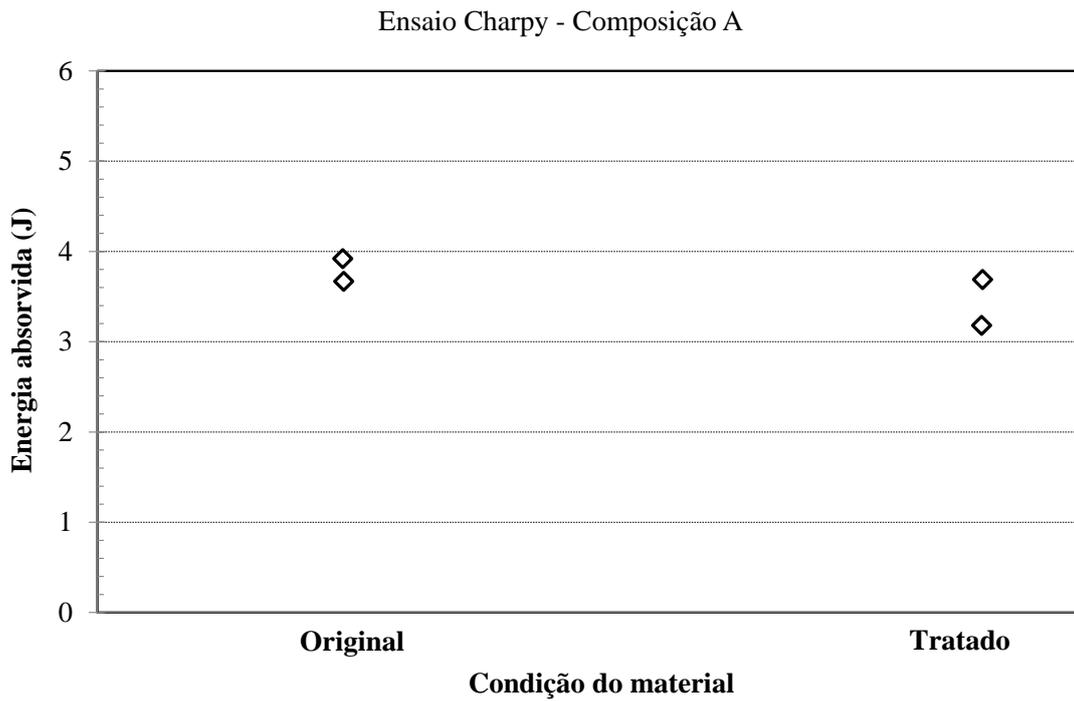


Figura 98: Energia absorvida em ensaio Charpy (pontos experimentais) para material de composição A em condição original e tratada.

Fonte: Autor

4.4.2.2 Charpy - composição química B

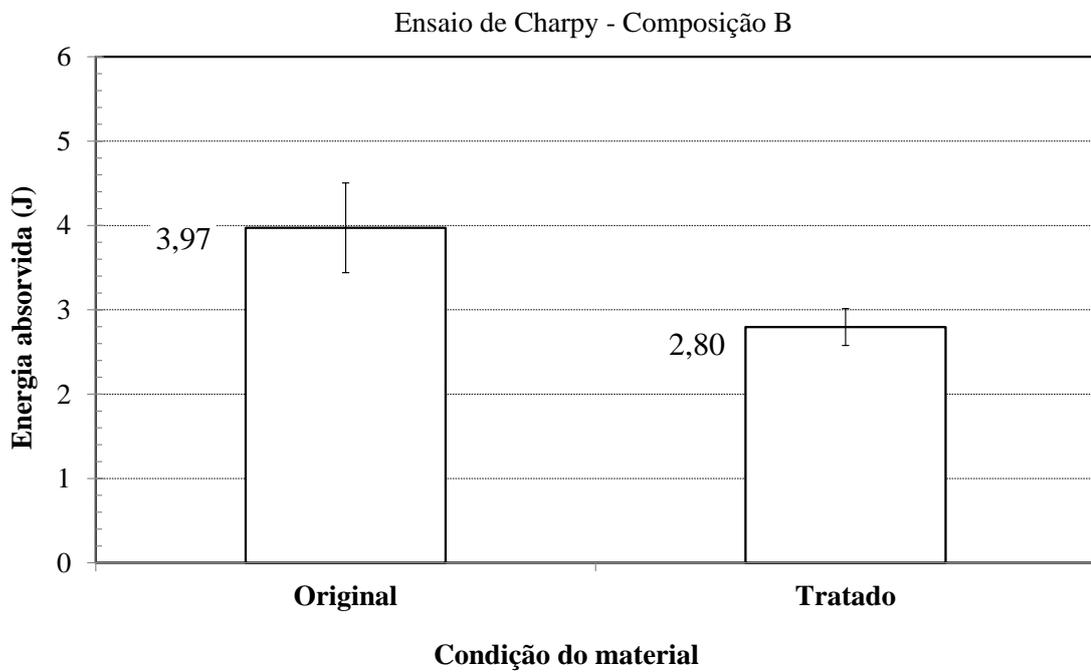


Figura 99: Energia absorvida em ensaio Charpy para material de composição B em condição original e tratada.

Fonte: Autor

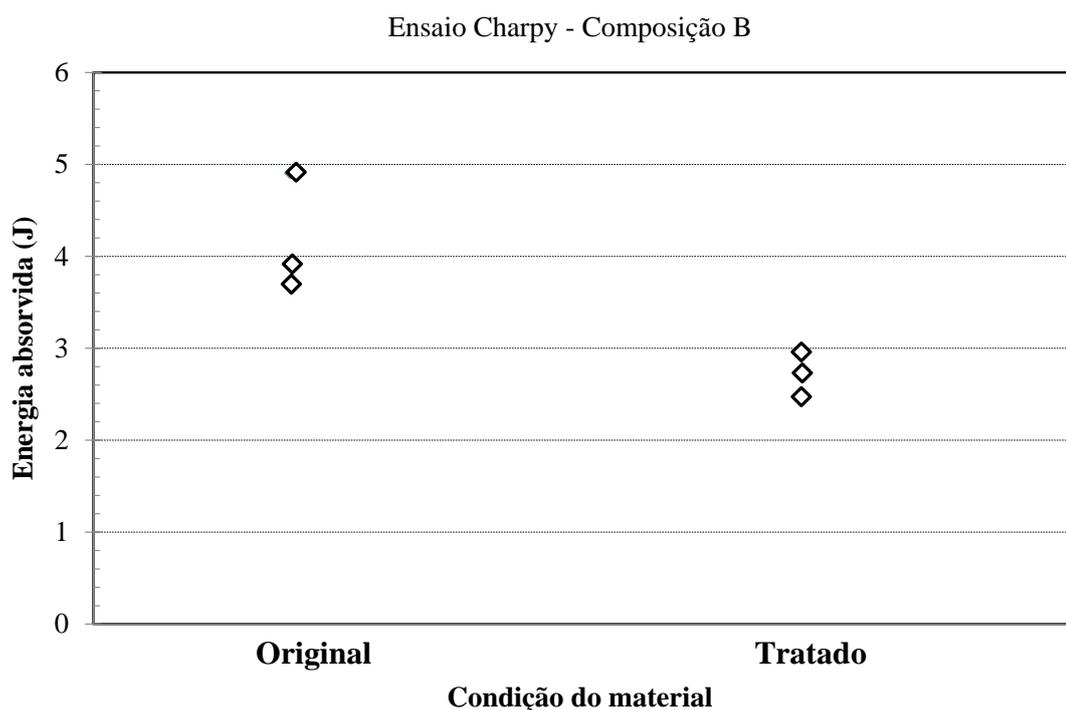


Figura 100: Energia absorvida em ensaio Charpy (pontos experimentais) para material de composição B em condição original e tratada.

Fonte: Autor

4.4.2.3 Comparativo de resultados - Charpy

Na Tabela 17 seguinte, é possível comparar os resultados obtidos para energia absorvida em impacto Charpy para os materiais com composições químicas A e B em condições original e após tratamento térmico.

Os resultados obtidos estão em concordância com as micrografias e resultados mecânicos anteriormente obtidos. A redução de energia absorvida em ensaio Charpy é de 11% para o material A e de 29% para o material B como resultado do tratamento térmico, o que está de acordo com a maior incidência de microtrincas no material B. O material B apresentou uma dispersão ligeiramente superior, mas a avaliação das figuras anteriores mostra a clara tendência de redução da propriedade avaliada.

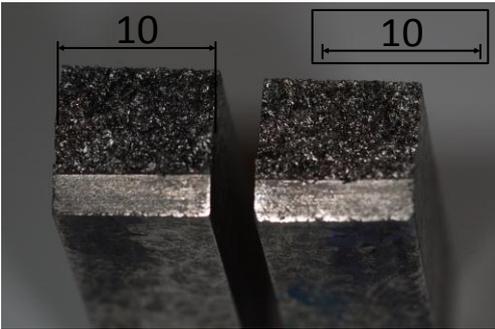
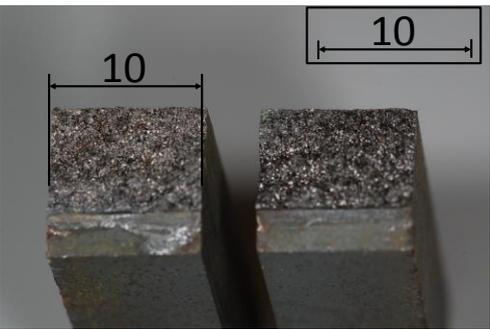
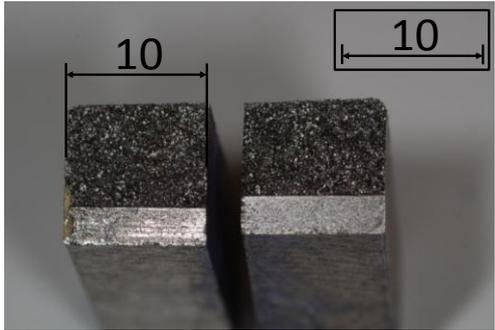
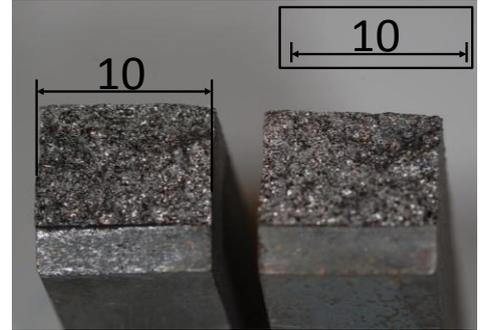
Similar ao encontrado durante os ensaios de tração, as fraturas obtidas também são essencialmente frágeis e macroscopicamente independentes da condição em que se encontra o material e da composição química. A Tabela 18 a seguir contém algumas imagens típicas de fraturas obtidas dos espécimes de impacto Charpy e servem para suporte ao entendimento.

Tabela 17: Comparativo entre composições A e B – energia absorvida Charpy.

	Composição A			Composição B		
	J			J		
Original	3,87	0,11	---	3,97	0,53	---
Tratado	3,43	0,35	-11%	2,80	0,22	-29%
	Média	Desvio	---	Média	Desvio	---

Fonte: Autor

Tabela 18: Comparativo entre as fraturas dos ensaios Charpy. Dimensões em mm.

	Condição material: Original	Condição material: Tratado
Composição A		
Composição B		

Fonte: Autor

4.4.3 Ensaio de tenacidade à fratura

A seção 4.4.3.1 apresenta os resultados de ensaios de mecânica da fratura para o material de composição química A, antes e após o tratamento térmico. O mesmo é feito pela seção 4.4.3.2 para o material de composição química B. Todos os resultados de mecânica da fratura são então agrupados e avaliados comparativamente na seção 4.4.3.3, na qual a discussão geral é conduzida.

No caso destes ensaios, a apresentação dos resultados exige uma discussão preliminar detalhada de algumas peculiaridades encontradas na tratativa do comportamento dos ferros fundidos cinzentos utilizando o parâmetro K , a integral J , ou outras abordagens.

Para ambos os materiais ensaiados (A e B) e nas condições original e tratada termicamente, foram investigados os seguintes resultados do material:

- a) Curvas de carga vs. deslocamento (CMOD), os quais são a base para a determinação de K e J .
- b) Resultado de fator de intensidade de tensões na fratura (K_Q - Equação 41). Os valores de K_Q não atenderam aos requisitos de dominância K como já apresentado, assim não puderam ser denominados K_{Ic} , onde K_Q calculado pela Equação 41 é:

$$K_Q = \frac{5440}{15 \cdot 10^{-3} \cdot \sqrt{30 \cdot 10^{-3}}} \cdot 9,6591 \rightarrow 20,2 \text{MPa}\sqrt{m} \leq 24 \text{MPa}\sqrt{m} \quad (56)$$

- c) Resultados de integral J na fratura (Equações 47 a 49). No caso, todos os valores foram validados e garantem dominância J como já apresentado, sendo denominados J_c .
- d) Resultados do fator K estimado a partir de J_c pressupondo (K_{Jc} – calculado usando a Equação 48 aplicada a J_c).

Como o ferro fundido apresenta resposta tensão vs. deformação tipicamente não-linear (vide seção 4.4.1), o fator de intensidade de tensões K não é diretamente aplicável e, pela sua definição baseada em elasticidade proporcional, tende a fornecer uma quantificação de tenacidade à fratura subestimada (conservadora). Ou seja, a tendência é que o uso de K forneça menor energia absorvida para a ocorrência de fratura. O uso da integral J pode ultrapassar esta dificuldade e, mais do que evidenciar a queda de propriedades de tenacidade com o tratamento térmico, esta seção objetiva verificar o potencial da integral J em melhor

descrever a fratura de ferros fundidos cinzentos. Para que os valores de J_c obtidos possam ser diretamente comparados com os valores de K_Q , valores de K baseados em J_c (denominados K_{Jc}) foram também computados a partir da Equação 48 e J_{el} obtido a partir das curvas ensaiadas Carga vs. CMOD. Os resultados são apresentados a seguir e discutidos na sequência.

4.4.3.1 Tenacidade à fratura - composição química A

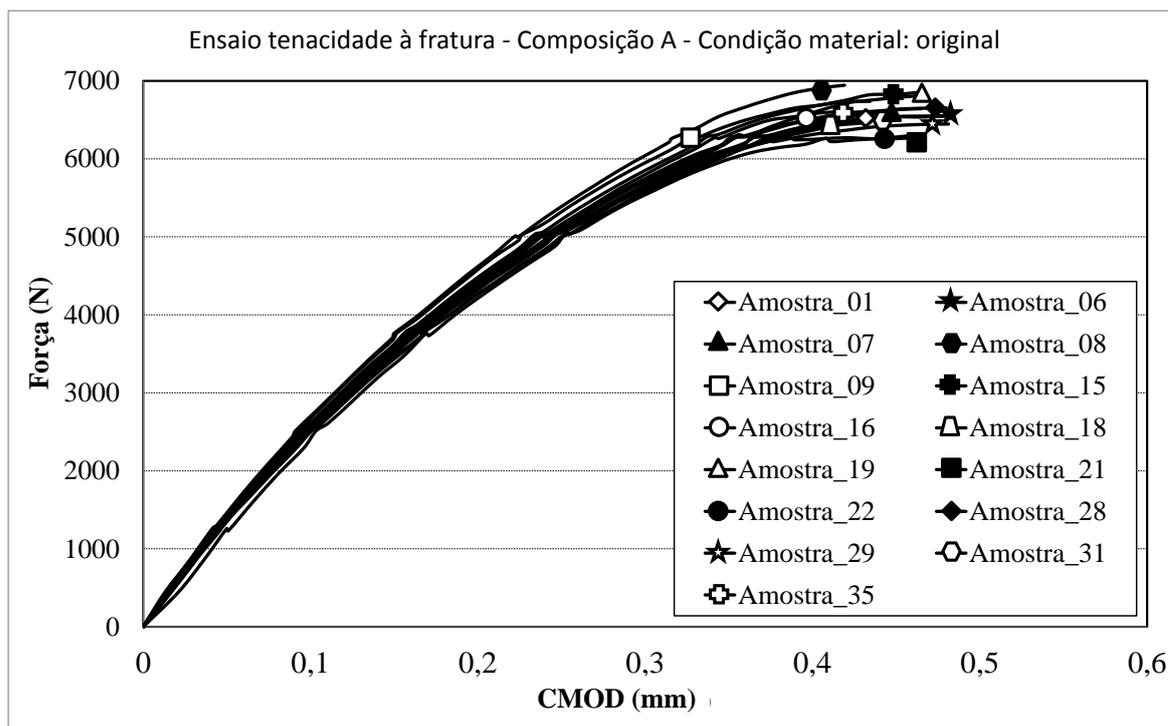


Figura 101: Curvas de carga vs. deslocamento (CMOD), composição A, material original.

Fonte: Autor

Tabela 19: Resultados obtidos para tenacidade à fratura do material A original em termos de K_Q , J_c e K_{Jc} .

Amostra	Condição	Raio entalhe mm	Espessura (B) mm	K_Q MPa \sqrt{m}	J_c MPa.mm	K_{Jc} MPa \sqrt{m}
1	Original	0,647	14,98	24,38	19,30	41,75
6	Original	0,766	14,94	24,45	19,39	41,84
7	Original	0,582	14,95	24,62	18,16	40,50
8	Original	0,610	14,96	25,89	17,20	39,41
9	Original	0,620	14,96	25,11	17,93	40,24
15	Original	0,626	14,93	25,60	19,66	42,14
16	Original	0,617	14,99	24,71	18,89	41,30
18	Original	0,636	14,90	24,37	17,74	40,03
19	Original	0,658	14,99	25,36	18,89	41,30
21	Original	0,559	14,93	23,47	19,23	41,67
22	Original	0,586	14,98	23,43	17,28	39,51
28	Original	0,552	14,96	24,80	19,73	42,21
29	Original	0,652	14,97	24,10	19,87	42,36
31	Original	0,614	14,9	24,20	16,78	38,92
35	Original	0,594	14,99	24,58	16,28	38,34

Fonte: Autor

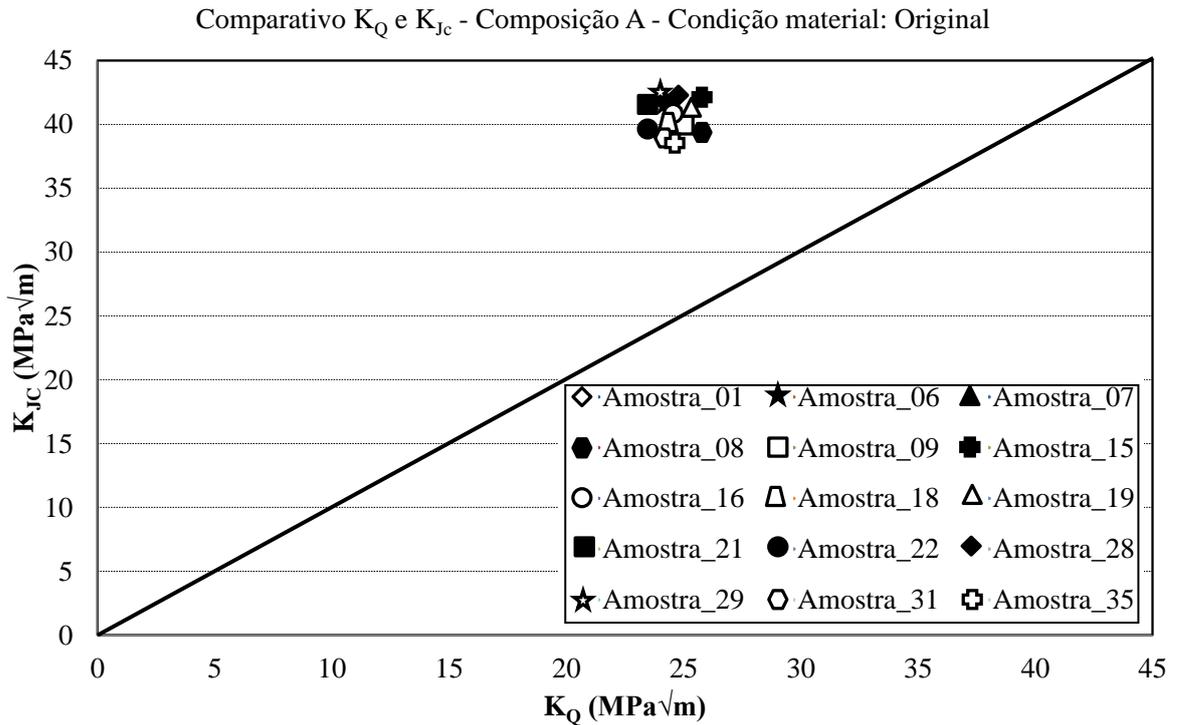


Figura 102: Comparativo entre K_Q e K_{Jc} , composição A, material original.
Fonte: Autor

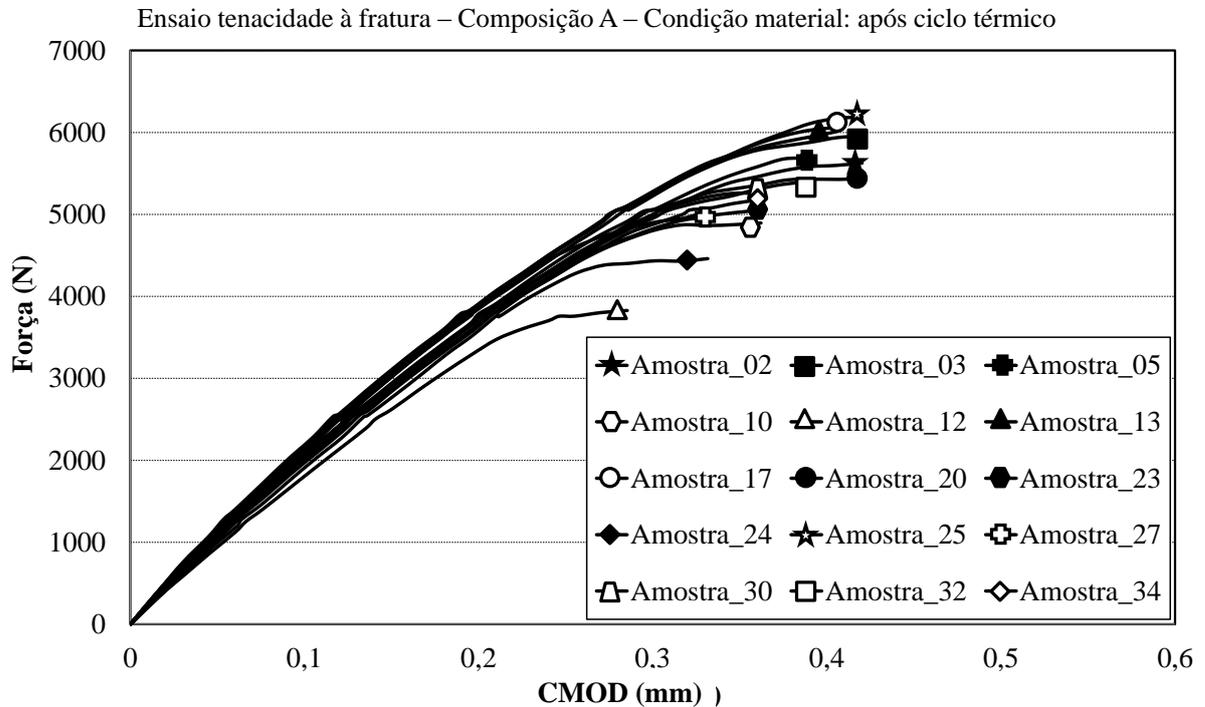
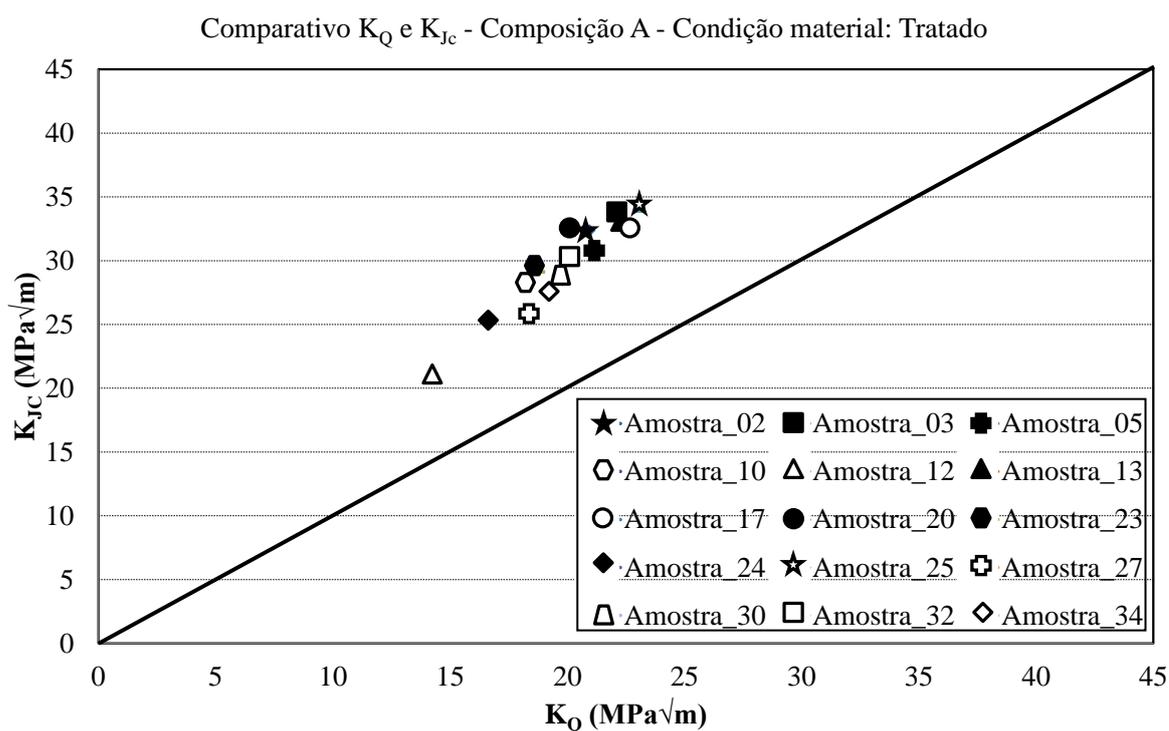


Figura 103: Curvas de carga vs. deslocamento (CMOD), composição A, material após ciclo térmico.
Fonte: Autor

Tabela 20: Resultados obtidos para tenacidade à fratura do material A tratado em termos de K_Q , J_c e K_{Jc} .

Amostra	Condição	Raio entalhe	Espessura (B)	K_Q	J_c	K_{Jc}
---	---	mm	mm	MPa \sqrt{m}	MPa.mm	MPa \sqrt{m}
2	Tratado	0,719	14,98	20,94	12,26	32,38
3	Tratado	0,826	14,99	22,15	13,25	33,66
5	Tratado	0,764	14,99	21,15	11,11	30,83
10	Tratado	0,599	14,98	18,22	9,42	28,39
12	Tratado	0,632	14,97	14,26	5,03	20,74
13	Tratado	0,613	14,99	22,36	12,56	32,78
17	Tratado	0,579	14,98	22,56	12,47	32,66
20	Tratado	0,700	14,98	20,25	12,59	32,81
23	Tratado	0,581	14,98	18,81	9,92	29,13
24	Tratado	0,660	14,97	16,62	7,48	25,29
25	Tratado	0,649	14,96	23,07	13,70	34,23
27	Tratado	0,667	14,97	18,52	7,85	25,90
30	Tratado	0,634	14,99	19,57	9,45	28,44
32	Tratado	0,641	14,99	20,09	10,80	30,40
34	Tratado	0,720	14,99	19,27	8,98	27,71

Fonte: Autor

Figura 104: Comparativo entre K_Q e K_{Jc} , composição A, material após ciclo térmico.

Fonte: Autor

4.4.3.2 Tenacidade à fratura - composição química B

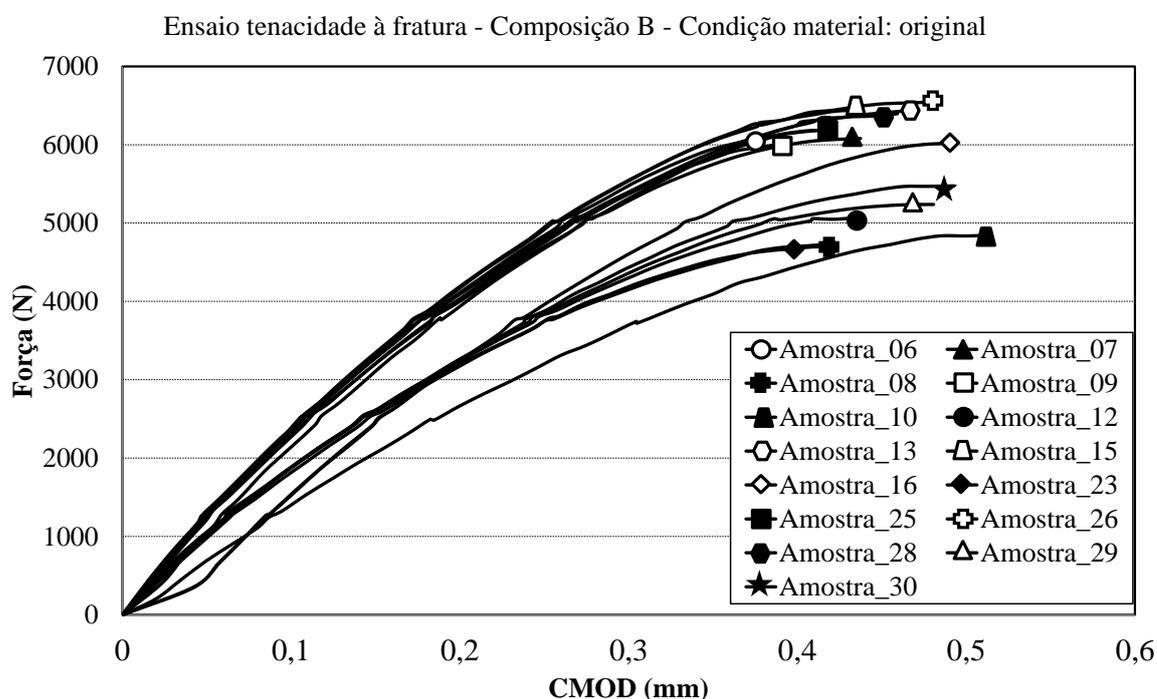


Figura 105: Curvas de carga vs. deslocamento (CMOD), composição B, material original.

Fonte: Autor

Tabela 21: Resultados obtidos para tenacidade à fratura do material B original em termos de K_Q , J_c e K_{Jc} .

Amostra	Condição	Raio entalhe	Espessura (B)	K_Q	J_c	K_{Jc}
---	---	mm	mm	MPa \sqrt{m}	MPa.mm	MPa \sqrt{m}
6	Original	0,661	14,69	23,52	15,42	36,01
7	Original	0,827	14,71	23,04	15,84	36,49
8	Original	0,875	14,67	18,01	10,92	30,3
9	Original	0,725	14,67	22,86	13,70	33,94
10	Original	0,738	14,68	18,4	11,85	31,57
12	Original	0,851	14,69	19,28	11,97	31,72
13	Original	0,685	14,69	24,46	17,96	38,86
15	Original	0,849	14,67	24,47	17,16	37,98
16	Original	0,761	14,68	22,87	15,27	35,84
23	Original	0,679	14,69	17,86	10,91	30,28
25	Original	0,812	14,7	23,47	15,24	35,8
26	Original	0,628	14,67	24,84	19,15	40,13
28	Original	0,638	14,65	24,34	17,10	37,92
29	Original	0,705	14,67	19,91	13,79	34,05
30	Original	0,667	14,66	20,83	15,02	35,53

Fonte: Autor

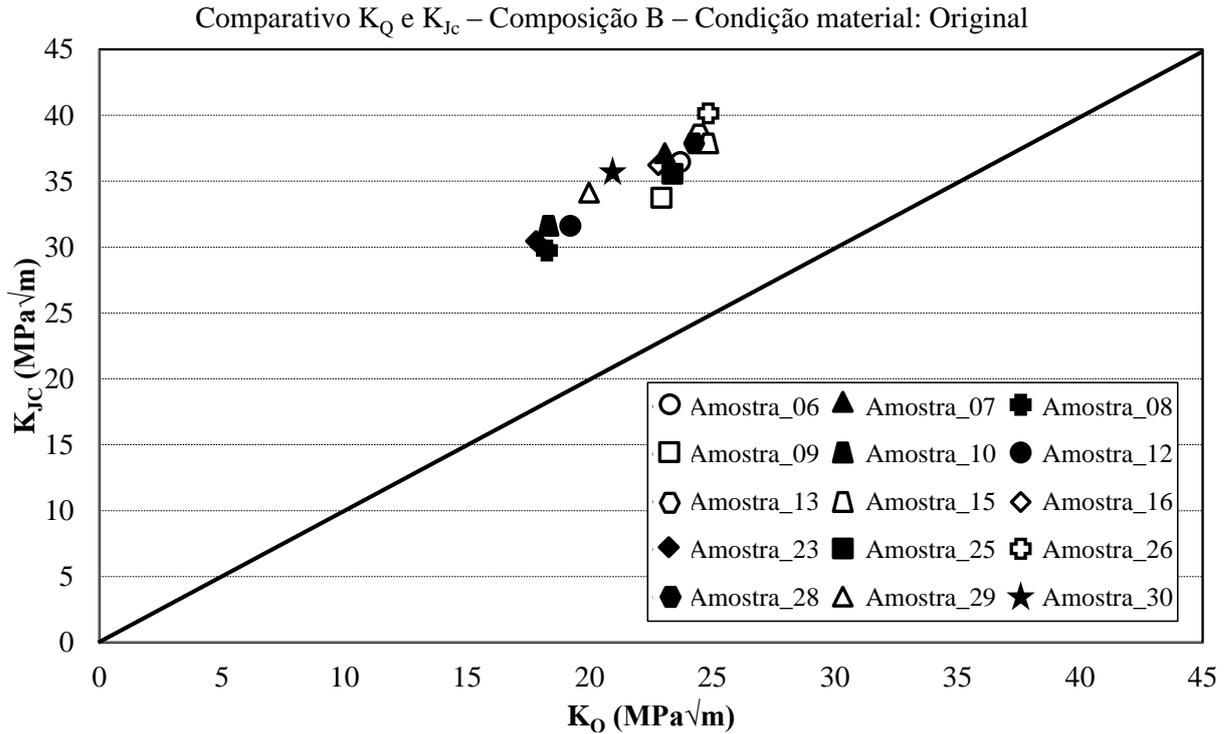


Figura 106: Comparativo entre K_Q e K_{Jc} , composição B, material original.
 Fonte: Autor

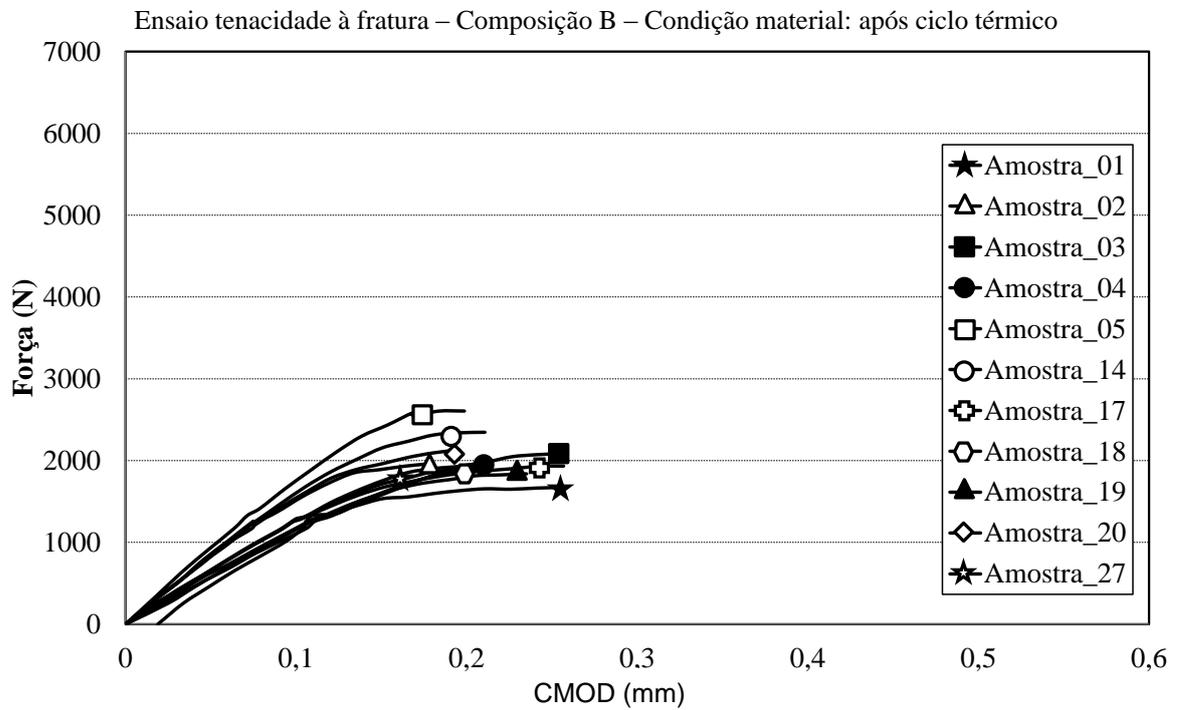
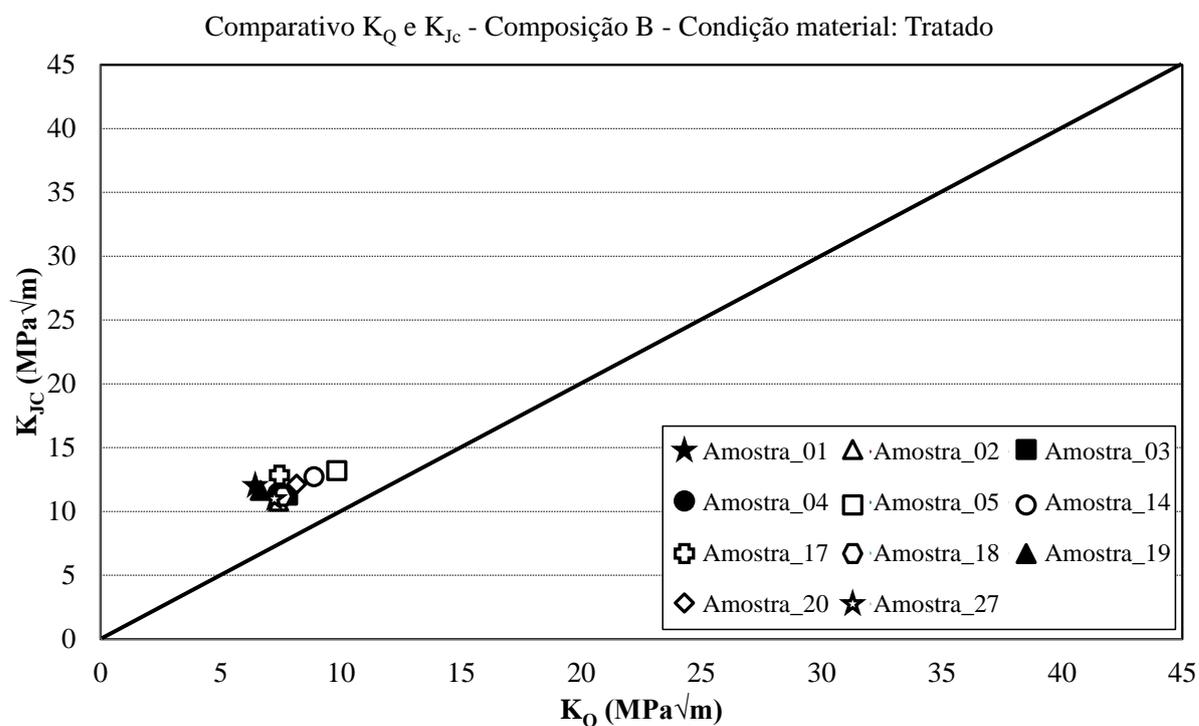


Figura 107: Curvas de carga vs. deslocamento (CMOD), composição B, material após ciclo térmico.
 Fonte: Autor

Tabela 22: Resultados obtidos para tenacidade à fratura do material B tratado em termos de K_Q , J_c e K_{Jc} .

Amostra	Condição	Raio entalhe	Espessura (B)	K_Q	J_c	K_{Jc}
---	---	mm	mm	MPa \sqrt{m}	MPa.mm	MPa \sqrt{m}
1	Tratado	0,663	14,66	6,36	2,58	12,03
2	Tratado	0,652	14,67	7,46	2,03	10,66
3	Tratado	0,613	14,66	7,93	2,5	11,29
4	Tratado	0,673	14,68	7,33	2,02	10,63
5	Tratado	0,686	14,69	9,89	3,13	13,24
14	Tratado	0,843	14,67	8,92	2,96	12,88
17	Tratado	0,83	14,65	7,36	2,88	12,7
18	Tratado	0,678	14,67	7,28	2,1	10,86
19	Tratado	0,832	14,7	6,98	2,27	11,29
20	Tratado	0,672	14,65	8,11	2,47	11,75
27	Tratado	0,835	14,65	7,54	2,05	10,72

Fonte: Autor

Figura 108: Comparativo entre K_Q e K_{Jc} , composição B, material após ciclo térmico.

Fonte: Autor

Por se tratar de um ensaio bastante sensível às atividades de preparação e condução, alguns corpos de prova foram perdidos, motivo pelo qual não há sequência na numeração; todavia, a numeração reflete exatamente os números que estão identificados em cada corpo de prova disponível para investigações futuras (todos têm as fraturas protegidas com resina). A necessidade do tratamento estatístico deriva da natureza probabilística dos fenômenos de fratura especialmente para materiais frágeis.

4.4.3.3 Discussão de resultados e comparativo – tenacidade à fratura

Avaliando primeiramente os resultados apresentados, nota-se nas Figuras 101 e 103 que as curvas carga vs. deslocamento para o material A apresentam boa repetibilidade mesmo para a condição de material tratado termicamente. Avaliando, por outro lado as Figuras 105 e 107 (referentes ao material B), nota-se uma pior repetibilidade das trajetórias de carga, tanto para o material original como para o material tratado termicamente. No caso dos materiais A e B em condição original, tal diferença pode ser fruto da microestrutura com grafitas de características distintas (tipo A vs. tipo C, respectivamente). No caso do maior espalhamento para o material B tratado, no entanto, este fato pode ter sido agravado pelo trincamento mais acentuado evidenciado para este material (vide, por exemplo, Figura 90).

As Tabelas 19 a 22 apresentam todos os resultados calculados para os parâmetros K_Q , J_c e K_{Jc} como já discutido anteriormente. Os resultados de cada espécime são apresentados para que investigações futuras possam fazer uso das distribuições obtidas. Entretanto, para que o efeito do tratamento térmico nas propriedades pudesse ser avaliado, valores médios ou representativos de cada condição tiveram de ser calculados. Para isto, todos os dados obtidos para cada condição foram descritos por meio de uma distribuição bi-paramétrica de Weibull utilizando algoritmo especialmente desenvolvido em ambiente MatLab. A distribuição de Weibull foi selecionada pela capacidade de descrever fenômenos de falha e fratura com base na teoria do elo fraco utilizando estatística de valores extremos. O módulo de Weibull não foi forçado e a aderência a distribuições deste tipo foi bastante elevada, como ilustra para os resultados de tenacidade em termos de J_c a Figura 109.

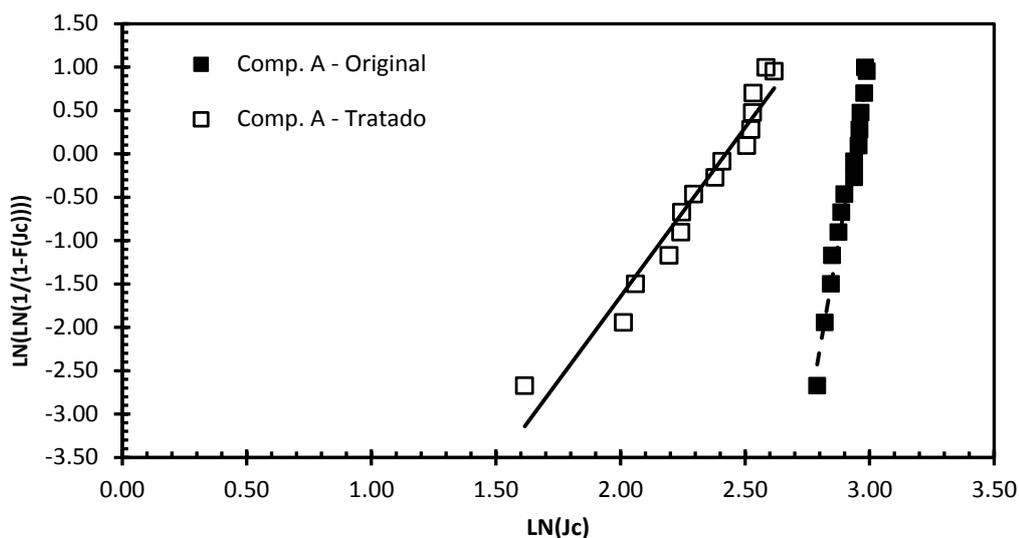
A fim de compilar os resultados obtidos, as Tabelas 23, 24 e 25 apresentam, para composições A e B em condições original e tratada, respectivamente os resultados de K_Q , J_c e K_{Jc} . São apresentados nessas tabelas os valores característicos de tenacidade, os respectivos módulos de Weibull obtidos e também a redução de tenacidade obtida como fruto do tratamento térmico. Fica evidenciado no geral que o material A apresenta melhores propriedades de tenacidade à fratura tanto para condição original (pouco superior, da ordem de 20%) como para tratada termicamente (com diferenças superiores a 500% em alguns casos – vide J_c para condição tratada na Tabela 24).

Em termos do efeito do choque térmico, pode-se notar que para o material A, as perdas de tenacidade à fratura foram auferidas em 16% utilizando K_Q , 40% utilizando J_c e 25% utilizando K_{Jc} . Já para o material B, as perdas de tenacidade à fratura foram auferidas em 64% utilizando K_Q , 83% utilizando J_c e 67% utilizando K_{Jc} . De acordo com as reduções

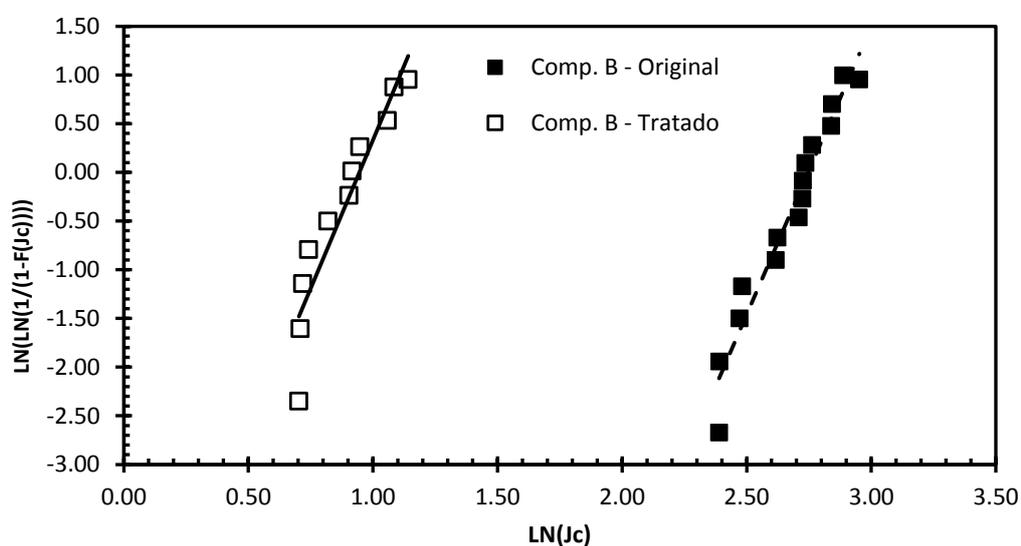
obtidas em todas as demais propriedades avaliadas no trabalho, o material B sofreu mais intensa perda de tenacidade à fratura como fruto das microtrincas oriundas do choque térmico simulado.

Ficou evidenciado, no entanto, que os diferentes parâmetros de mecânica da fratura não são capazes de quantificar com igual precisão a tenacidade à fratura medida experimentalmente para materiais não-lineares como os ferros fundidos. Comparando-se as Figuras 102 e 104 (material A original e tratado) e as Figuras 106 e 108 (material B original e tratado), fica claramente evidenciado que K_Q subestima a tenacidade à fratura já que não é capaz de incorporar as parcelas de energia absorvida oriundas do comportamento não-linear dos ferros fundidos (o fator de intensidade de tensões K só depende da carga atuante no momento da fratura, pois pressupõe linearidade). Consequentemente, K_{Jc} (o qual é calculado a partir de J_c e incorpora toda a não linearidade da resposta carga vs. deslocamento (vide Figura 63) pode ser considerado como um parâmetro mais realista para a descrição da tenacidade à fratura de ferros fundidos cinzentos. Alguns resultados da literatura, como disponíveis em Guesser (2009), apontam para a adequação deste parâmetro e estão de acordo com o encontrado no presente trabalho. Comparando também a perda de tenacidade à fratura em termos de J_c da Tabela 24 com a Tabela 14 que quantifica a perda de limite de resistência, nota-se alguma congruência no efeito do tratamento térmico aplicado.

Para fins ilustrativos, admitindo uma placa plana com trinca central (Figura 41), a redução de K_{Jc} obtida para os materiais A e B faria com que o tamanho dos defeitos (trincas) admissíveis caísse em 43% para o material A ($a_{\text{tratado}}/a_{\text{original}} = 0,56$) e 89% para o material B ($a_{\text{tratado}}/a_{\text{original}} = 0,11$). Este é um resultado bastante expressivo do ponto de vista de integridade estrutural, já que a tolerância à presença de defeitos no caso de ocorrência dos choques térmicos simulados é muito reduzida e indica a real possibilidade do surgimento de trincas como as apresentadas pela Figura 65.



(a)



(b)

Figura 109: Resultados de J_c ajustados a distribuições bi-paramétricas de Weibull para (a) composição A original e tratada termicamente e (b) composição B original e tratada termicamente.

Fonte: Autor

Tabela 23: Comparativo entre composições A e B – tenacidade K_Q .

	Composição A			Composição B		
	MPa \sqrt{m}			MPa \sqrt{m}		
Original	24,93	38,26	---	22,95	11,36	---
Tratado	20,83	10,82	-16%	8,17	7,96	-64%
	Tenacidade característica	Módulo Weibull	---	Tenacidade característica	Módulo Weibull	---

Fonte: Autor

Tabela 24: Comparativo entre composições A e B – Tenacidade J_c .

	Composição A			Composição B		
	MPa.mm			MPa.mm		
Original	18,93	20,47	---	15,79	6,84	---
Tratado	11,37	5,43	-40%	2,62	6,89	-83%
	Tenacidade característica	Módulo Weibull	---	Tenacidade característica	Módulo Weibull	---

Fonte: Autor

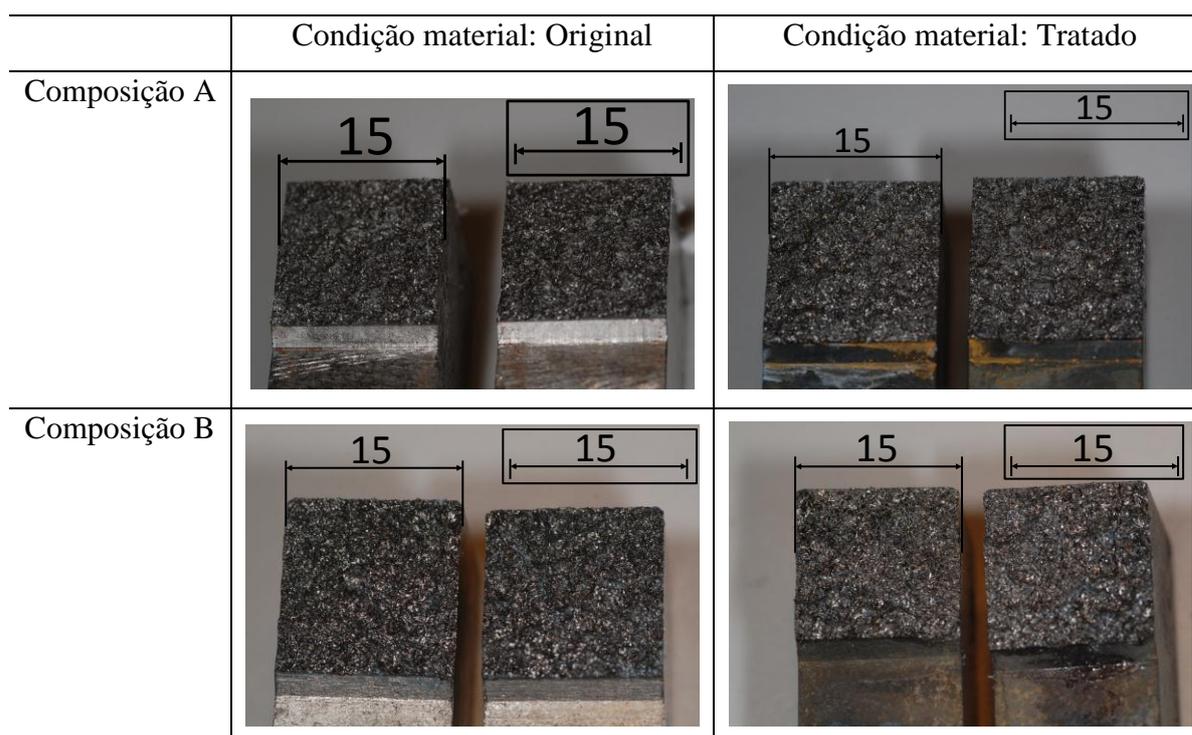
Tabela 25: Comparativo entre composições A e B – Tenacidade K_{Jc} .

	Composição A			Composição B		
	MPa \sqrt{m}			MPa \sqrt{m}		
Original	41,35	40,94	---	36,44	13,67	---
Tratado	31,19	10,86	-25%	12,08	13,32	-67%
	Tenacidade característica	Módulo Weibull	---	Tenacidade característica	Módulo Weibull	---

Fonte: Autor

A seguir, na Tabela 26, é apresentado um comparativo macroscópico das fraturas obtidas dos espécimes C(T) entre as duas condições do material e entre as duas composições químicas (A e B). Similar ao encontrado durante os outros ensaios, a fratura obtida também é frágil por clivagem e independe da condição em que se encontra o material. Uma análise fractográfica mais detalhada é apresentada na sequência.

Tabela 26: Comparativo entre as fraturas para ensaios selecionados de mecânica da fratura. Dimensões em mm.



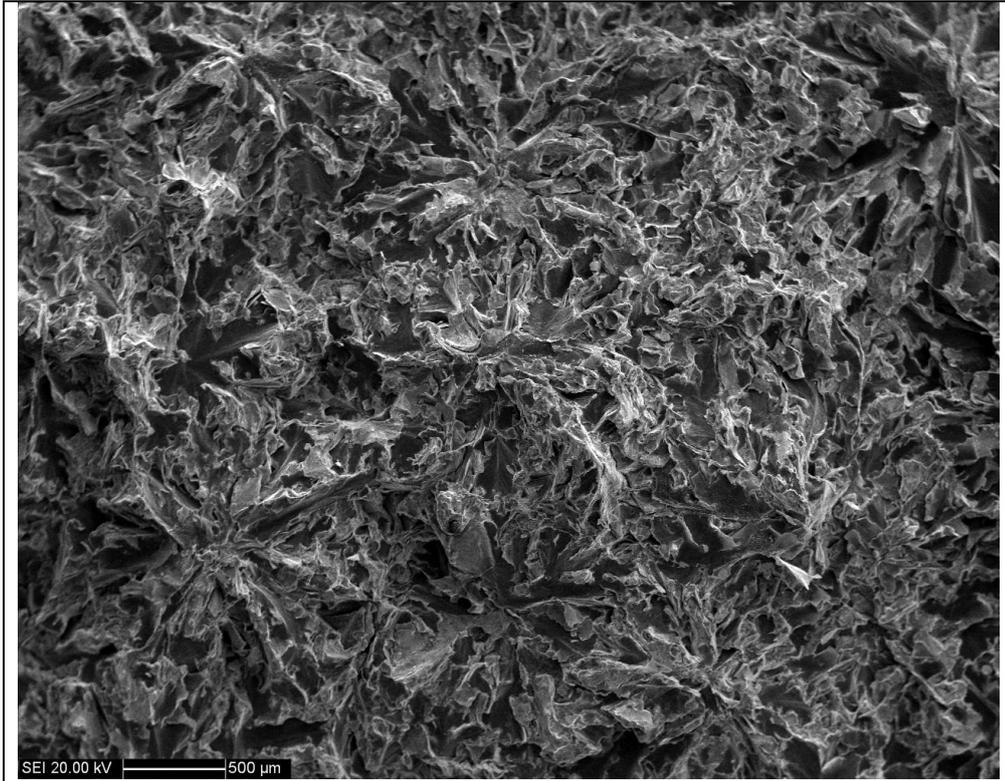
Fonte: Autor

4.5 Avaliação fractográfica

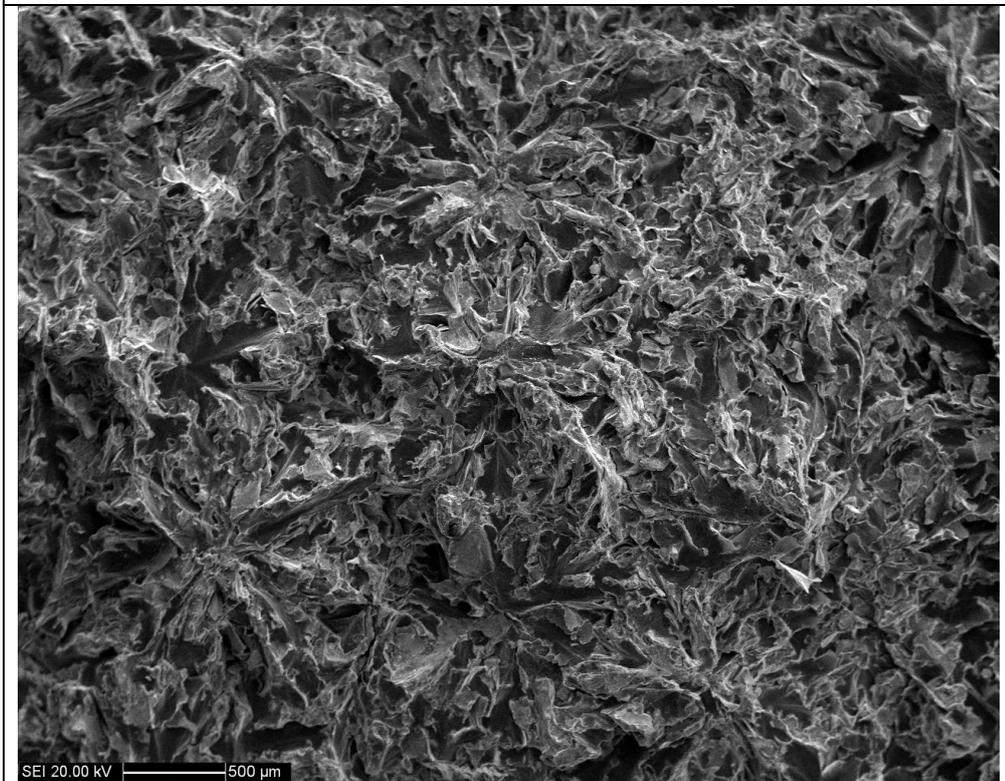
Nas Figuras 110 e 111 são apresentadas as fractografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) realizada nos corpos de prova de tração nas duas condições do material (original e tratado/ após ciclo térmico) e nas duas composições químicas (A e B). As análises dos espécimes C(T) foram essencialmente similares mesmo para as posições de frente de trinca e não são apresentadas por questões de brevidade.

Pela comparação das fractografias presentes nas Figuras 110 e 111, o material em condição original, composição A ou B, apresenta maior presença de fratura frágil transgranular, combinada com a fratura frágil das grafitas e alguma ocorrência de plasticidade na matriz de perlita e ferrita. Já nos materiais tratados, há presença de fratura intergranular (resultado do trincamento de têmpera), e menor ocorrência de regiões de plasticidade (esta provavelmente ligada à presença de austenita retida). A fratura das grafitas permanece inalterada.

No geral, o que mais chama a atenção é a mudança do regime de fratura de clivagem transgranular para fratura intergranular como resultados do microtrincamento de têmpera nas extremidades das grafitas como já amplamente discutido. O efeito nas propriedades mecânicas foi bastante expressivo e quantificado acima.

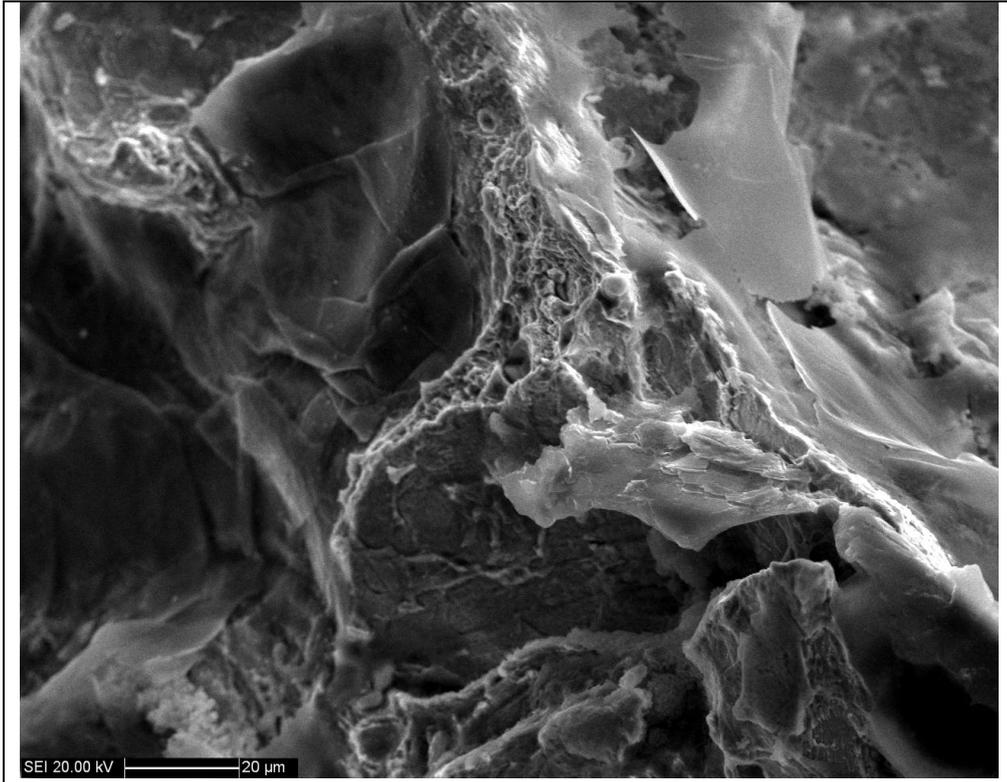


a) Original

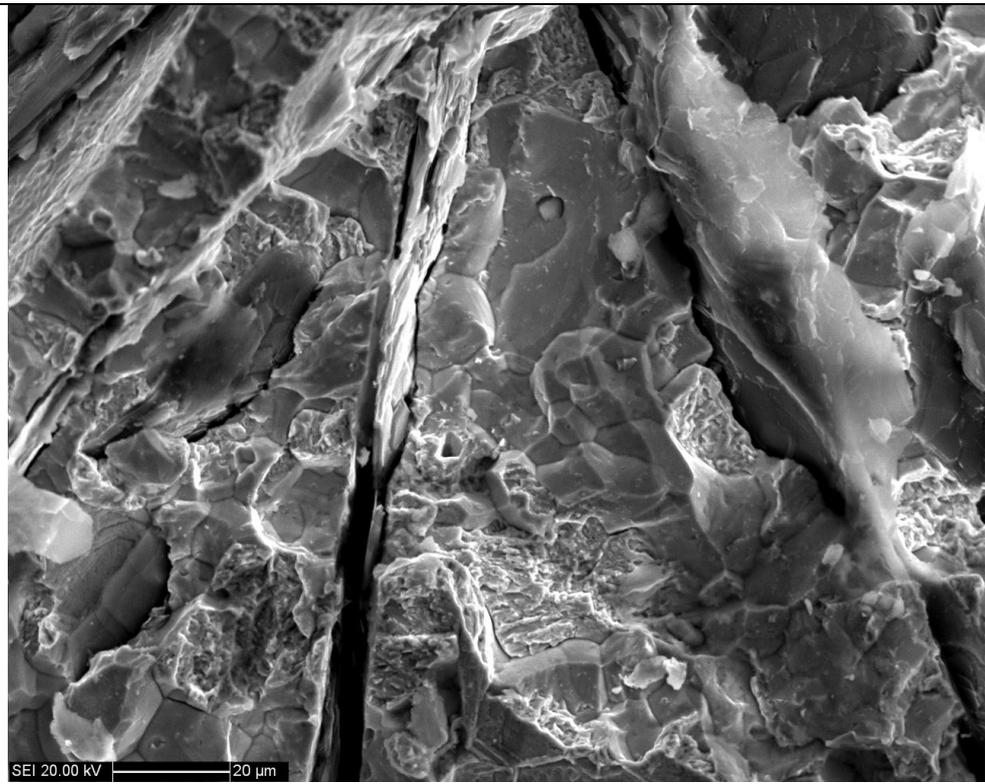


b) Tratado

continua...

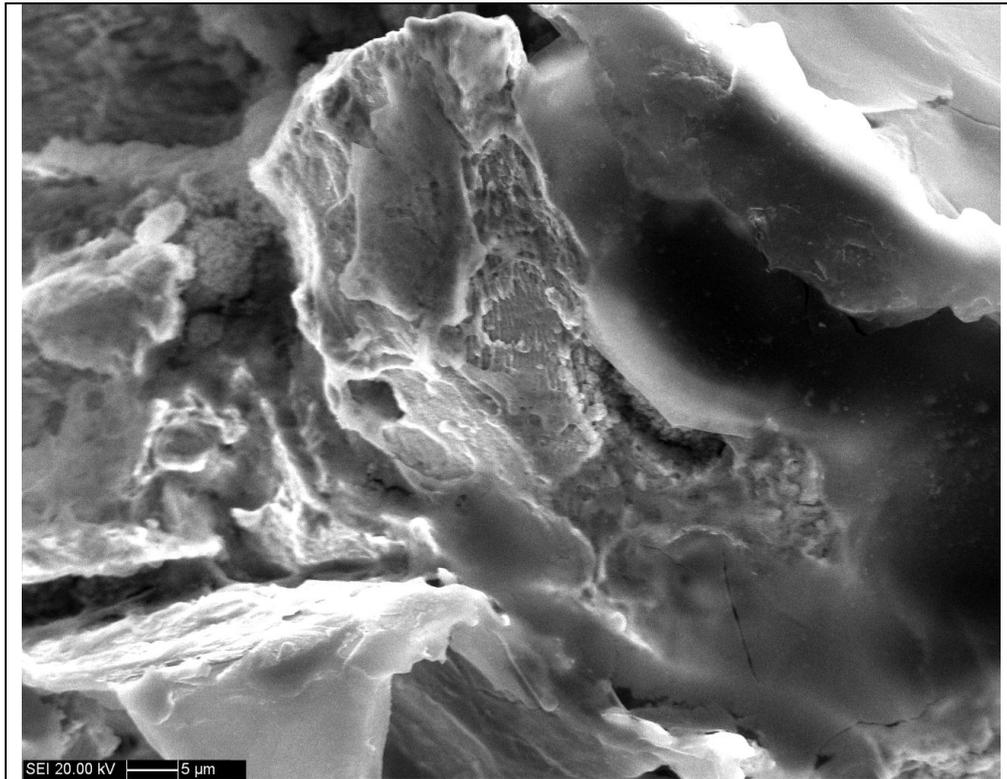


c) Original

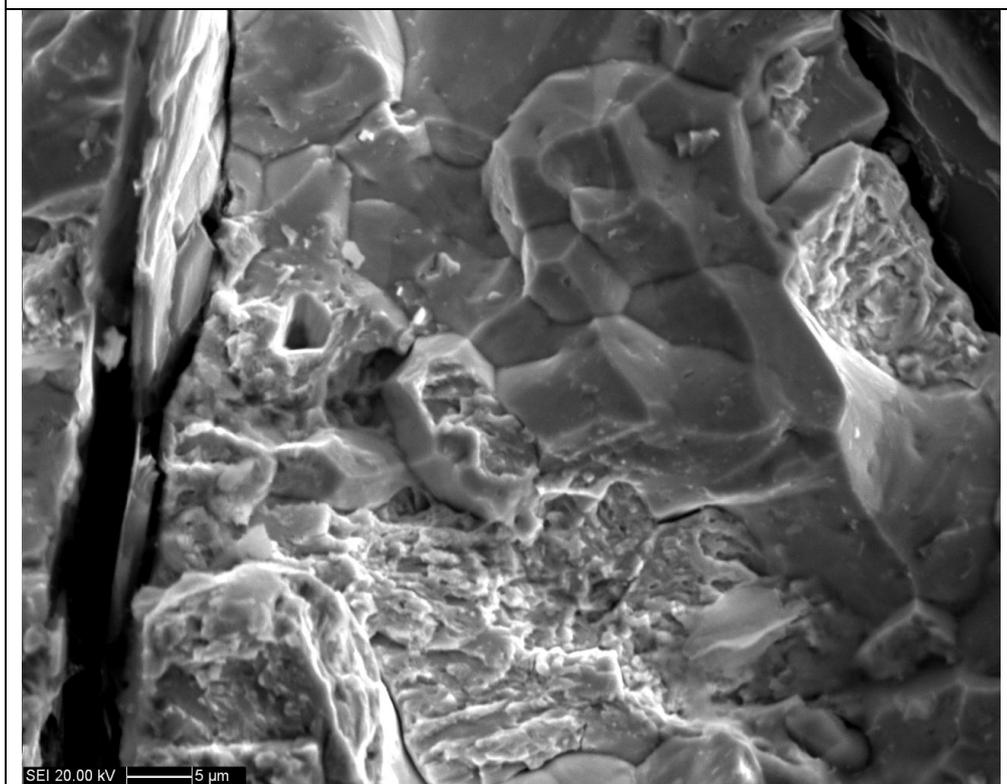


d) Tratado

continua...

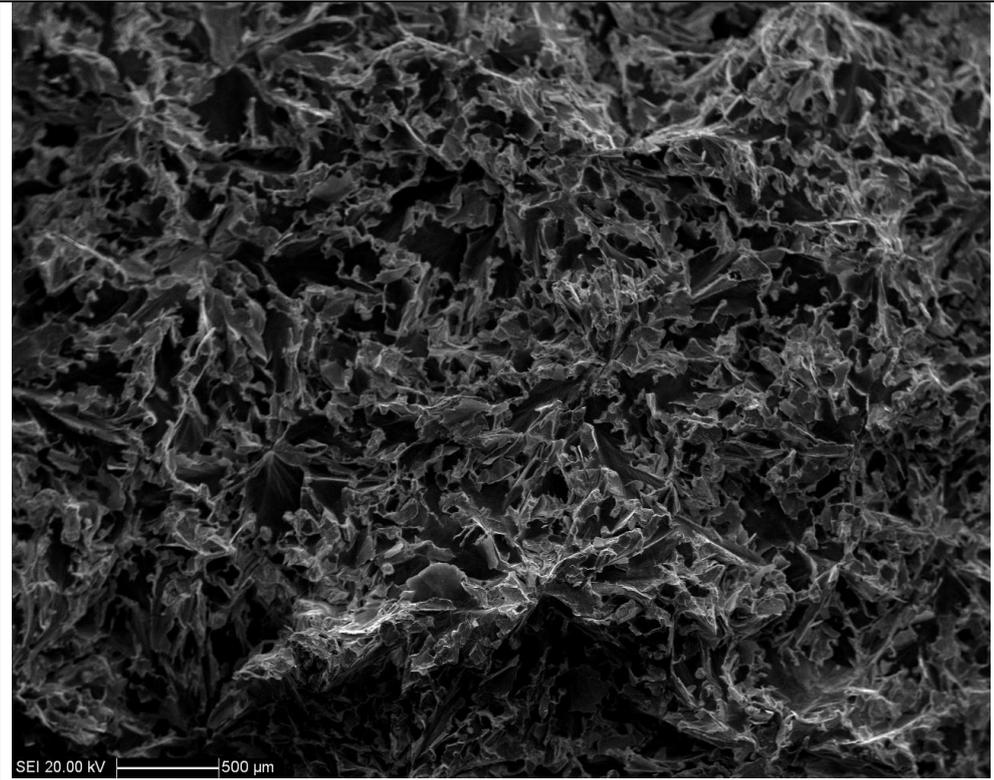


e) Original

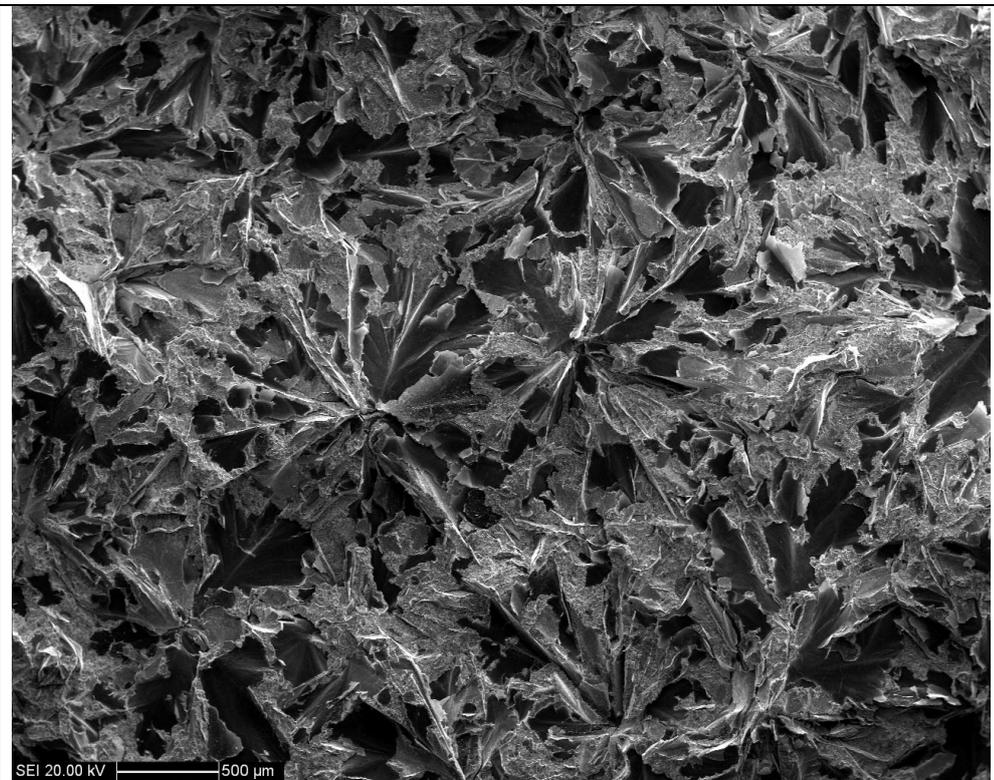


f) Tratado

Figura 110: Comparativo das fractografias – composição química A.
Fonte: Autor

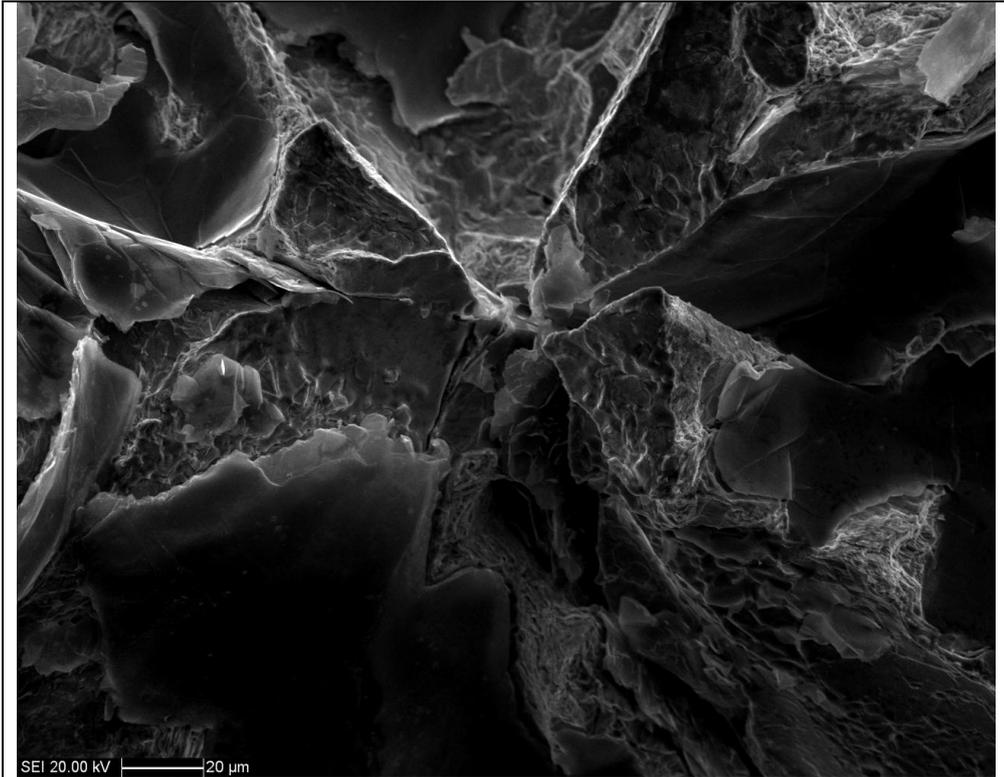


a) Original

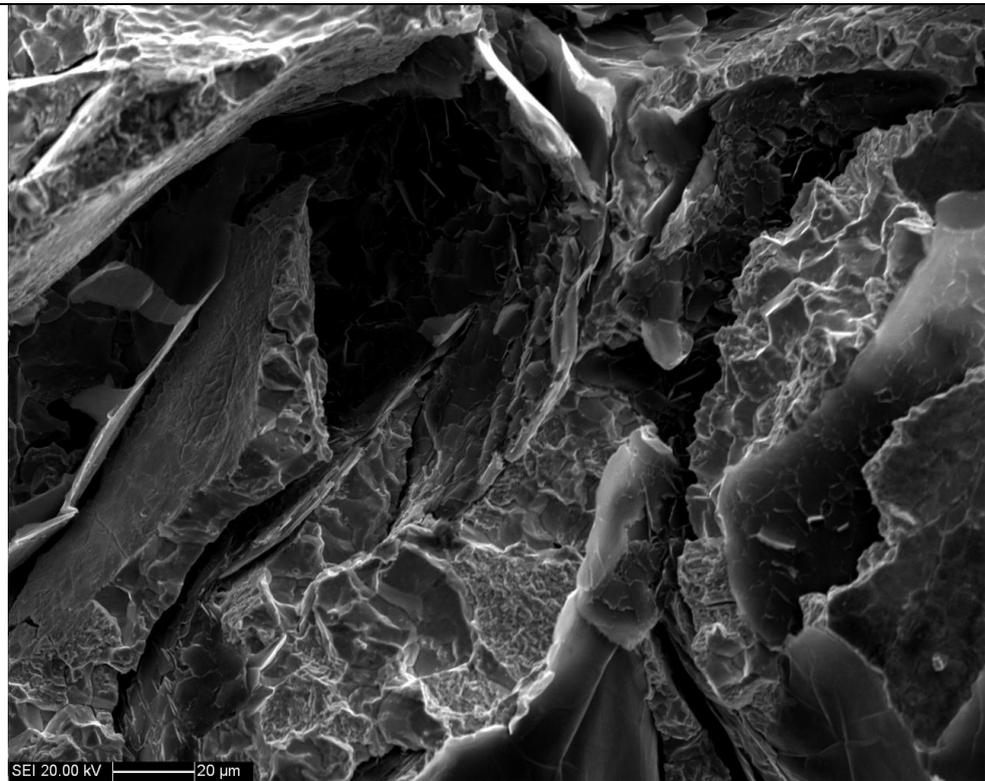


b) Tratado

continua...

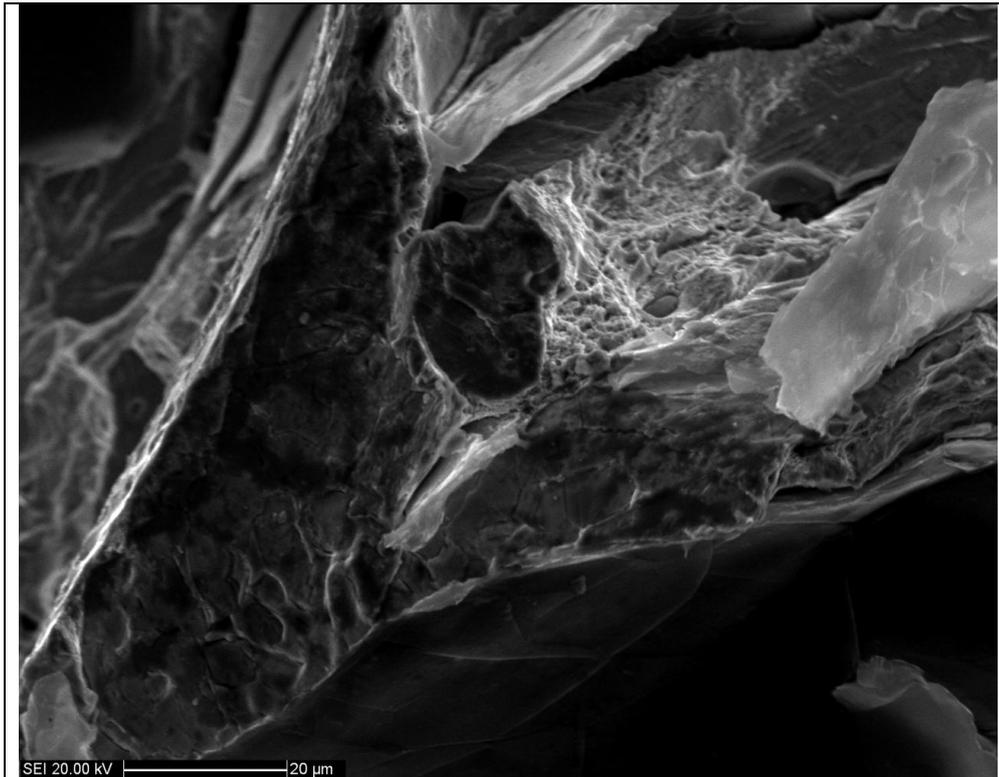


c) Original

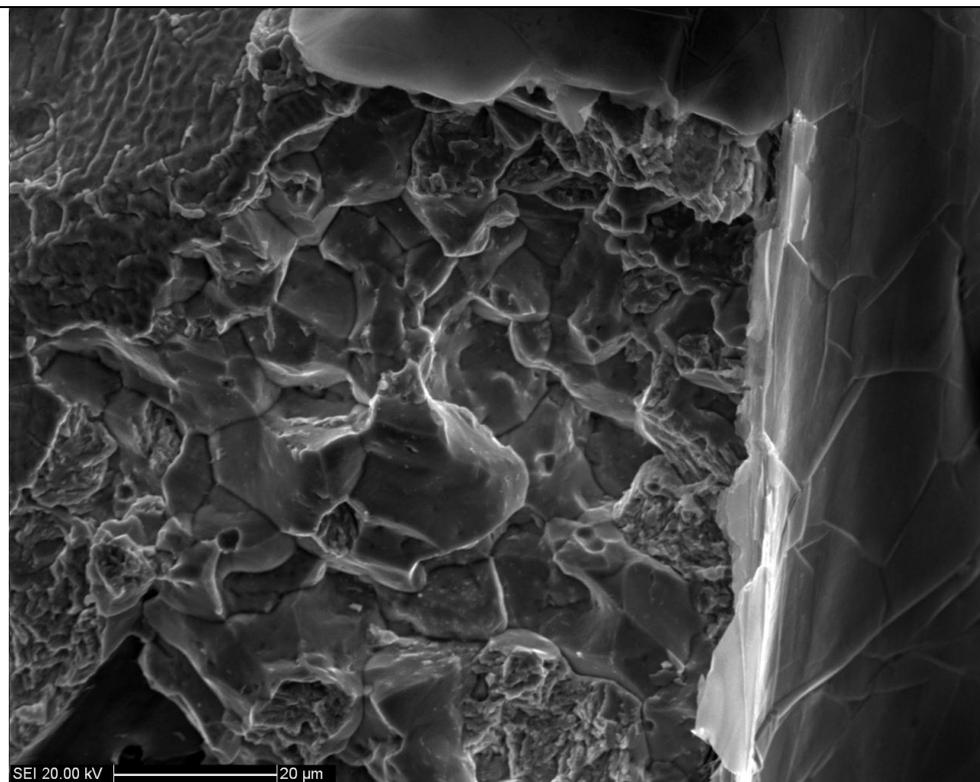


d) Tratado

continua...



e) Original



f) Tratado

Figura 111: Comparativo das fractografias – composição química B.
Fonte: Autor

5 CONCLUSÕES

Do presente trabalho, as seguintes conclusões principais podem ser endereçadas.

O comportamento tensão *vs.* deformação dos ferros fundidos cinzentos originais estudados foi, como esperado, não-linear e com fraturas tipicamente frágeis combinando clivagem transgranular, fratura frágil das grafitas e porções reduzidas de plasticidade na matriz perlita/ferrita.

Os ciclos térmicos avaliados como característicos de algumas aplicações reais de componentes fabricados em ferro fundido cinzento (como discos e tambores de freios) demonstraram que os materiais podem chegar a atingir a austenitização com posterior resfriamento rápido que ativa a transformação martensítica (têmpera).

Um ciclo térmico de tal natureza foi simulado em laboratório e proporcionou a transformação martensítica esperada, com microestrutura bastante refinada (ripas finas de martensita) em ambos os materiais estudados (aqui denotados A e B). Entretanto, a expansão característica da transformação martensítica foi suficiente para a geração de tensões residuais e para uma grande incidência de trincamento nas extremidades das grafitas de ambos os materiais.

Como resultado prático, as fractografias demonstraram que o micromecanismo de fratura continuou frágil, mas se alterou de clivagem transgranular para clivagem intergranular, o que é típico de trincamento de têmpera. A fratura frágil das grafitas não foi alterada, mas a porção de plasticidade das fraturas, já reduzida, foi ainda diminuída.

Como resultado nas propriedades mecânicas, reduções expressivas foram encontradas para ambos os materiais ensaiados, em especial para o material B cuja grafita era do tipo C e com veios de maior proximidade entre si. Para os materiais tratados comparados aos materiais originais, alguns pontos merecem destaque:

- os ensaios de tração revelaram 5% de perda de módulo de elasticidade para o material A e 33% de perda de módulo para o material B, o qual sofreu maior trincamento nas extremidades das grafitas e perdeu, conseqüentemente, maior rigidez;
- ainda na tração, as perdas de limite de resistência foram respectivamente de 57% e 74% e as reduções de resiliência de 96% e 97% para os materiais A e B. Ou seja, o choque térmico simulado faz com que praticamente toda a capacidade de absorção de energia de deformação elástica do material seja eliminada;

- os ensaios de impacto Charpy revelaram reduções de 11% e 29% na energia absorvida para os materiais A e B e estão de acordo com o maior trincamento e as maiores perdas de propriedades à tração verificadas para o segundo material;
- os ensaios de mecânica da fratura em espécimes C(T), por sua vez, revelaram reduções de tenacidade à fratura (em termos de J_c , aqui considerado como mais apropriado) de 40% e 83% para os materiais A e B.

Com o exposto em termos de propriedades mecânicas, ficou claramente evidenciada a redução de propriedades mecânicas convencionais e de fratura de ferros fundidos cinzentos submetidos a tais transientes térmicos. Uma avaliação exploratória demonstrou que os tamanhos admissíveis de trincas existentes em componentes mecânicos caíram em 43% para o material A e 89% para o material B, também coerente com os resultados micrográficos e de propriedades mecânicas.

Carbonetos de Mo e de Nb foram encontrados nos materiais estudados, mas aparentemente não interagiram com as trincas de têmpera.

Do ponto de vista conceitual, foi seguida a hipótese da literatura de que o pré-trincamento poderia ser dispensado e o raio do entalhe (se pequeno – décimos de mm) não seria fator preponderante para levantamento de tenacidade à fratura em ferros fundidos cinzentos devido à morfologia da grafita em forma de veios, caracterizada como concentrador de tensão. De fato, nenhuma alteração nas condições de fratura à frente do entalhe (por exemplo, maior incidência de plasticidade ou crescimento estável do defeito) foi observada nas avaliações via MEV. Investigações futuras sobre o assunto são recomendadas para que tais valores possam ser aplicados a avaliações de integridade sendo considerados como propriedades do material.

Por fim, ficou evidenciado que os diferentes parâmetros de mecânica da fratura não são capazes de quantificar com igual precisão a tenacidade à fratura medida experimentalmente para materiais não-lineares como os ferros fundidos cinzentos. O simples uso de K (aqui em sua vertente K_Q) subestima a tenacidade à fratura já que não é capaz de incorporar as parcelas de energia absorvida oriundas do comportamento não-linear dos ferros fundidos (pressupõe linearidade). Conseqüentemente, a integral J (por meio de J_c - que incorpora toda a não linearidade da resposta carga vs. deslocamento – vide Figura 63) não violou os critérios de dominância e deve ser considerado como um parâmetro mais realista para a descrição da tenacidade à fratura de ferros fundidos cinzentos.

6 PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS

A seguir, são apresentadas algumas poucas propostas de trabalhos futuros, mas que podem ajudar a elucidar a aplicação da mecânica da fratura aos ferros fundidos e o efeito de ciclos térmicos em suas propriedades:

- Aprofundar o estudo do efeito do raio de ponta do entalhe usinado no levantamento de propriedades válidas de tenacidade à fratura, por meio de ensaios sem e com pré-trincamento.
- Validação numérico-experimental da melhor caracterização das condições de fratura de ferros fundidos utilizando a integral J com base nos campos de tensões de elementos finitos e abordagens locais como a tensão de Weibull.
- Investigação do efeito da composição química e microestrutura inicial nas diferenças de trincamento obtidas para os materiais A e B desse trabalho.
- Investigar o impacto das tensões residuais antes e após usinagem e depois de realizado ciclo térmico de forma a checar a integridade superficial

REFERÊNCIAS

ANDERSON, T.L. **Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications**. 2nd ed., Florida; CRC Press LLC, 1995.

_____. _____. 3rd ed., Florida; CRC Taylor & Francis, 2005.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS (ASM HANDBOOK, v. 01). **Properties and selection irons steels and high performance alloys**, 9.ed. EUA: Editora ASM International 1985, p. 38-88.

_____. (ASM HANDBOOK, v. 09). **Metallography and Microstructures**, 9.ed. EUA: Editora ASM International 1985, p. 439-449.

_____. (ASM HANDBOOK, v. 15). **Casting**, 9.ed. EUA: Editora ASM International 1985, p. 1365-1405.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E8/E8M - 09**: Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials, Dez.2009.

_____. **E23**: Standard Test Method for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, Set. 2007.

_____. **A48**: “Classificação de FoFo cinzento pelo Limite de escoamento”, 2008.

_____. **A247**: Standard Test Method for Evaluating the Microstruture of Graphite in Iron Castings, 2010.

_____. **A327M**: Standard Test Method for Impact Testing of Cast Irons (Metric), Fev.2006.

_____. **E399**: Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials, Dez. 2010.

_____. **E1304 - 97**: Standard Test Method for Plane-Strain (Chevron-Notch) Fracture Toughness of Metallic Materials, Mar.2009.

_____. **E1820**: Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness, Dez.2009.

_____. **E1823-10a**: Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing, Jul.2010.

BAGNOLI, F., DOLCE, F., BERNABEI, M. **Thermal fatigue cracks of fire fighting vehicles gray iron brake discs**. **Engineering Failure Analysis** **16**. 2009, p. 152-163, Disponível em <www.sciencedirect.com>.

BERTOLINO, G., PEREZ-IPÍÑA, J.E. **Geometrical effects on lamellar grey cast iron fracture toughness**. **Journal of Materials Processing Technology**. 2006, p. 202-206, Disponível em <www.elsevier.com/locate/jmatprotec>.

BREZOLIN, A. **Estudo de Geração de Trincas Térmicas em Discos de Freios de Veículos Comerciais**. 2007. 105f. Dissertação (Mestrado em Materiais) – Universidade de Caxias do Sul, 2007.

BREZOLIN, A., SOARES, M.R.F., Missell, F. **A Study of thermal cracks in disc brakes of commercial vehicles**. 8.ed. **Colloquium Internacional SAE Brasil de Freios & Mostra de Engenharia**, 2007.

CALLISTER JR., W.D. **Materials Science and Engineering: An Introduction**. 7th ed., New York: Editora John Wiley & Sons, Inc., 2007.

COLLINI, L., NICOLETTO, G., KONECNÁ, R. **Microstructure and mechanical properties of pearlitic gray iron**. **Material Science and Engineering A 488**, 2008, p. 529-539, Disponível em < www.elsevier.com/locate/msea >.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4. ed., São Paulo: Edgard Blucher, 2008.

CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIAS DOS MATERIAIS, 17., 2006, Foz do Iguaçu, **Fadiga Termodinâmica em Ligas de Ferro Fundido Cinzento para Discos de Freio Automotivos**.

DIETER, G.E. **Mechanical Metallurgy** SI Metric Edition. London: McGraw-Hill Book Company, 1988.

DOWLING, N.E. **Mechanical Behavior of Material: Engineering Methods for Deformation, Fracture and Fatigue**. 2nd ed., New Jersey: Prentice-Hall, Inc., 1998.

GOO, B.C., LIM, C.H. **Thermal fatigue evaluation of cast iron discs for railway vehicles**. **Procedia Engineering 2**, 2010, p. 679-685, Disponível em www.elsevier.com/locate/procedia.

GRIFFITH, A.A. **The Phenomena of Rupture and Flow in Solids; Philosophical Transactions, Series A**. v. 221, p. 163-198, [s.e.], 1920.

GUESSER, W. L. **Propriedades Mecânicas dos Ferros Fundidos**; São Paulo, Editora Blucher, 1.ed., 2009.

HANNA, I. **Mechanical Properties of Niobium Alloyed Gray Iron**. 2011. 80f. Dissertação (Mestrado em Dinâmica Veicular, Engenharia Aeronáutica e Veicular) – Royal Institute of Technology, Estocolmo, 2011.

HUTCHINSON, J. W. **Singular Behavior at the End of a Tensile Crack Tip in a Hardening Material**. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**. v.16, 1968, p. 13-31.

IHM, M., SAE, (2009) Disponível em <<http://www.sae.org/events/bce/tutorial-ihm.pdf>>. Acesso em 07 jan. 2012, 11:44:28.

INGLIS, C.E. **Stresses in a Plate Due to the Presence of Cracks and Sharp Corners.** *Transactions of the Institute of Naval Architects.* v. 55, p.219-241, [s.e.], 1913.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION **945-1:** Microstructure of cast irons – Part 1: Graphite classification by visual analysis, 2008.

IOMBRILLER, S.F. **Análise Térmica e Dinâmica do Sistema de Freio a Disco de Veículos Comerciais Pesados.** 2002. 176f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, 2002.

IRWIN, G.R. **Fracture Dynamic;** Fracturing of Metals, American Society for Metals, Cleveland, p. 147-166, [s.e.], 1948.

_____. Analysis of Stresses and Strains near the End of a Crack Traversing a Plate, **Journal of Applied Mechanics.** v. 24, 1957, p.361-364.

LIMPERT, R. **Brake Design and Safety.** 2nd ed., Warrendale: SAE, 1999.

MALUF, O. **Fadiga Termomecânica em Ligas de Ferro Fundido Cinzento para Discos de Freio Automotivos.** 2007. 230f. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade de São Paulo, Universidade de São Paulo, 2007.

MACKIN, Th. J., et al. **Thermal cracking in disc brakes.** *Engineering Failure Analysis* **9.** 2002, p. 63-76, Disponível em <www.elsevier.com/locate/engfailanal>.

NYLÉN, T., Åkers Sweden AB, Disponível em <http://www.cbmm.com.br/portug/sources/techlib/science techno/table_content/sub_5/images/pdfs/056.pdf>. Acesso em 08 jan. 2012, 12:41:18.

ÖSTENSSON, B. **Ultrasonic Cracklength Determination During Fracture Toughness Testing of Gray Cast Iron.** *Engineering Fracture Mechanics.* v.4, 1972, p. 443-448, Disponível em <www.sciencedirect.com>.

ÖSTERLE, W., GRIEPENTROG, M., GROSS, Th., URBAN, I. **Chemical and microstructural changes induced by friction and wear of brakes.** *Wear* **251.** 2001, p. 1496-1476, Disponível em <www.elsevier.com/locate/wear>.

ORKERT, J., LOTZ, W. Optimized Gray Cast Iron Plate Alloy for Utility Vehicle Brake Disks. **US PAT. 5894010,** 1999. 3p.

PORTER, D.A., EASTERLING, K. E., SHERIF, M. Y. **Phase Transformations in Metals and Alloys.** 3rd ed., Boca Raton: CRC Press LLC, 2009.

REED-HILL, ROBERT E. **Physical Metallurgy Principles.** 3rd ed., Boston: PWS Publishing Company, 1994.

RICE, J.R. A Path **Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks.** *Journal of Applied Mechanics.* v. 35, 1968, pp 379-386.

RICE J. R. and ROSENGREN, G. F. **Plane Strain Deformation near a Crack Tip in a Power-Law Hardening Material. Journal of the Mechanics and Physics of Solids.** v. 16, 1968, p. 1-12.

RUCHERT, C. O. F., Universidade de São, Escola de Engenharia São Carlos, c.a. 2009 Disponível em <<http://www.eesc.usp.br/smm/materiais/downloads/aula%204%20fofo%20mod.pdf>>. Acesso em 07 jan. 2012, 10:54:30.

SAHIN, Y., ERDOGAN, M., CERAH, M. **Effect of martensite volume fraction and tempering on abrasive wear of ferritic ductile iron with dual matrix. Wear** 265. 2008, p. 196-202, Disponível em < www.sciencedirect.com>.

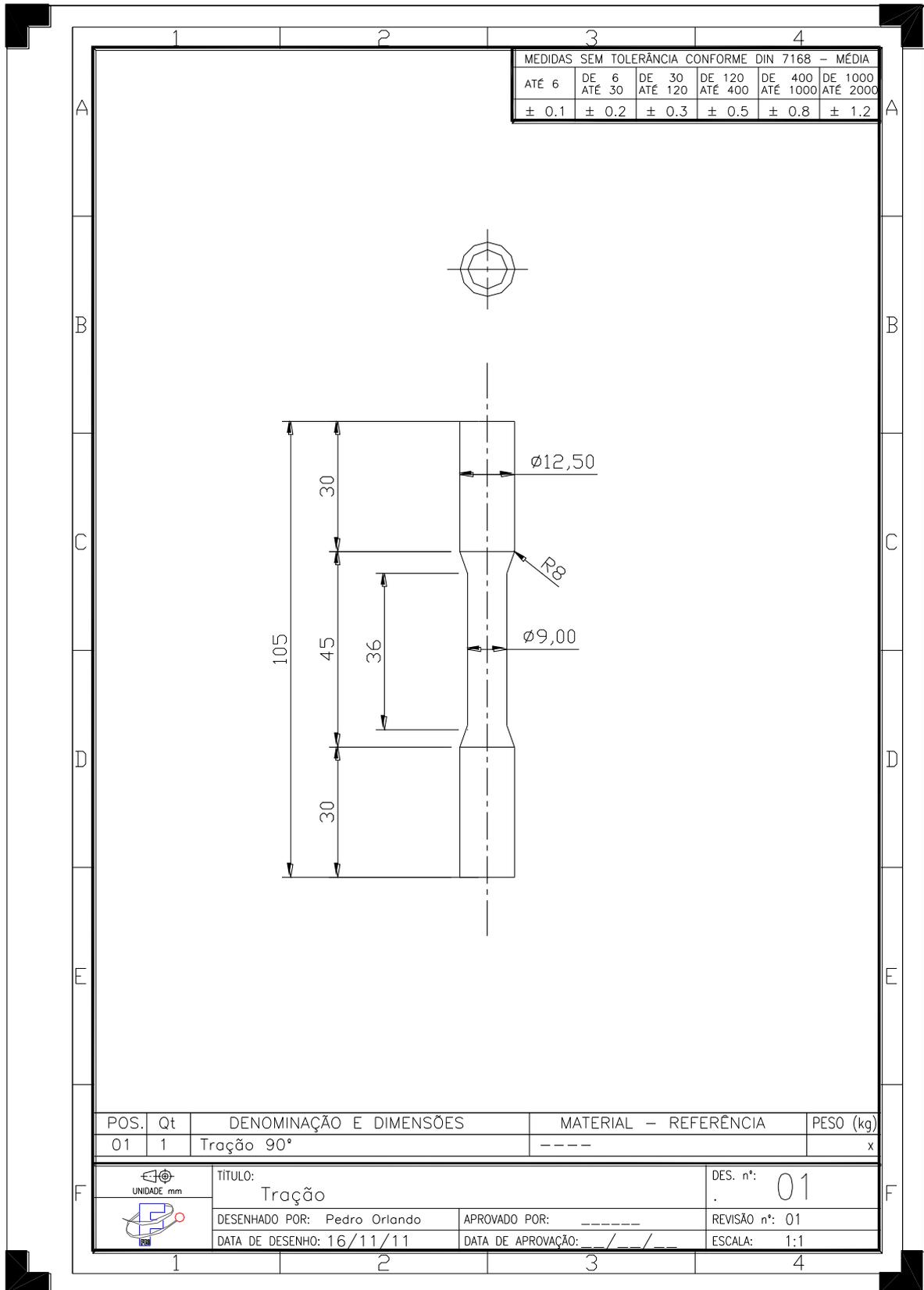
TWI – The Welding Institute, **Compact tension and J integral test.** Disponível em <<http://www.twi.co.uk/technical-knowledge/job-knowledge/job-knowledge-77-compact-tension-and-j-integral-tests/>>. Acesso em 15/06/2012, 18:32:33.

YAMABE, J., et al., **Development of disc brake rotors for trucks with high thermal fatigue strength. JSAE Review** 23. 2002, p. 105-112, Disponível em <www.elsevier.com/locate/jsaarev>.

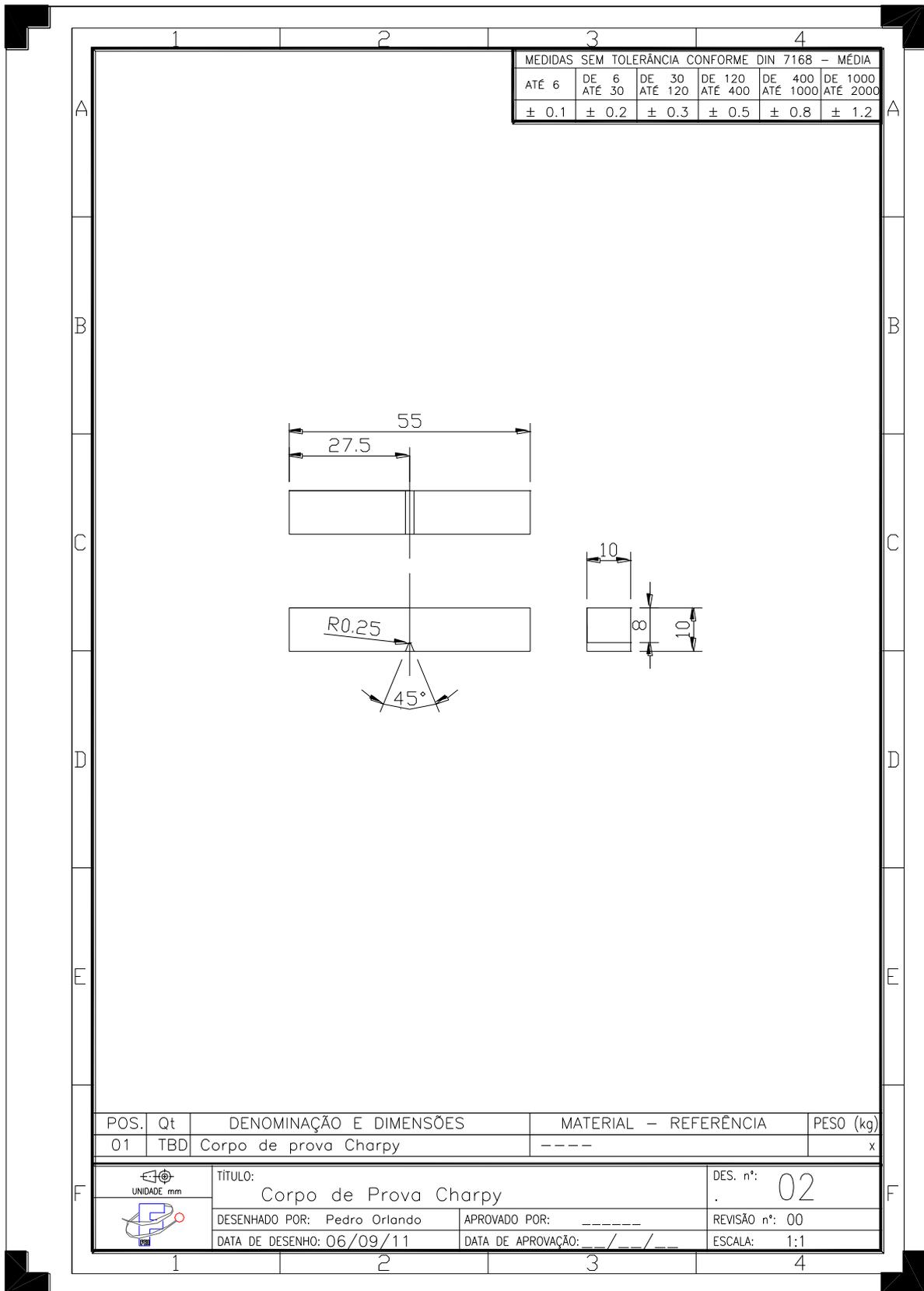
YEVTUSHENKO, A., KUCIEJ, M. **Temperature and thermal stresses in a pad/ disc during braking. Applied Thermal Engineering** 30. 2010, p.354-359, Disponível em <www.elsevier.com/locate/aptermeng>.

XU, W., FERRY, M., WANG, Y. **Influence of alloying elements on as-cast microstructure and strength of gray iron. Materials Science and Engineering A390.** 2005, p. 326-333, Disponível em <www.elsevier.com/locate/msea>.

APÊNDICE A – Corpo de prova de tração



APÊNDICE B – Corpo de prova de impacto Charpy

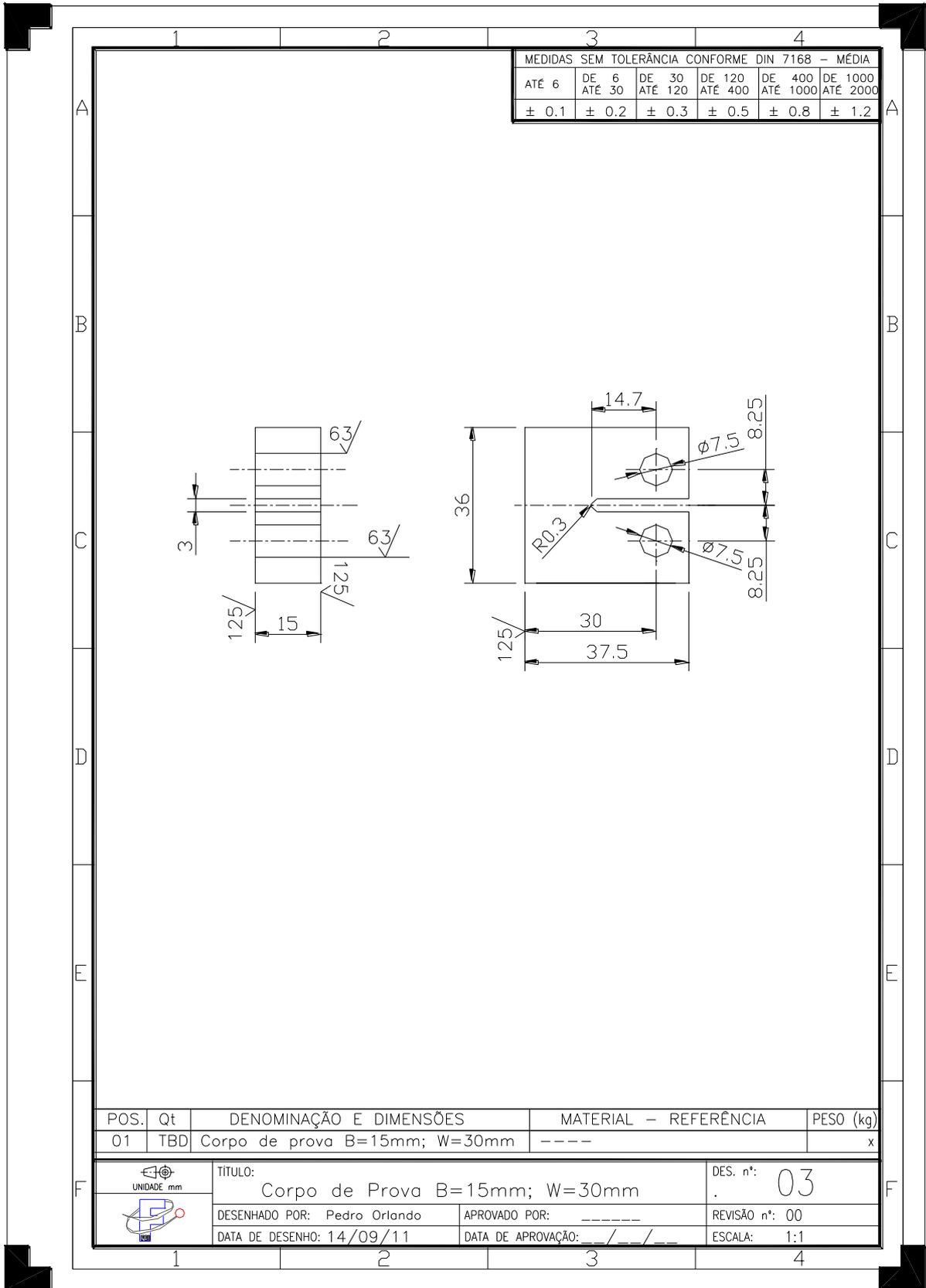


MEDIDAS SEM TOLERÂNCIA CONFORME DIN 7168 - MÉDIA					
ATÉ 6	DE 6 ATÉ 30	DE 30 ATÉ 120	DE 120 ATÉ 400	DE 400 ATÉ 1000	DE 1000 ATÉ 2000
± 0.1	± 0.2	± 0.3	± 0.5	± 0.8	± 1.2

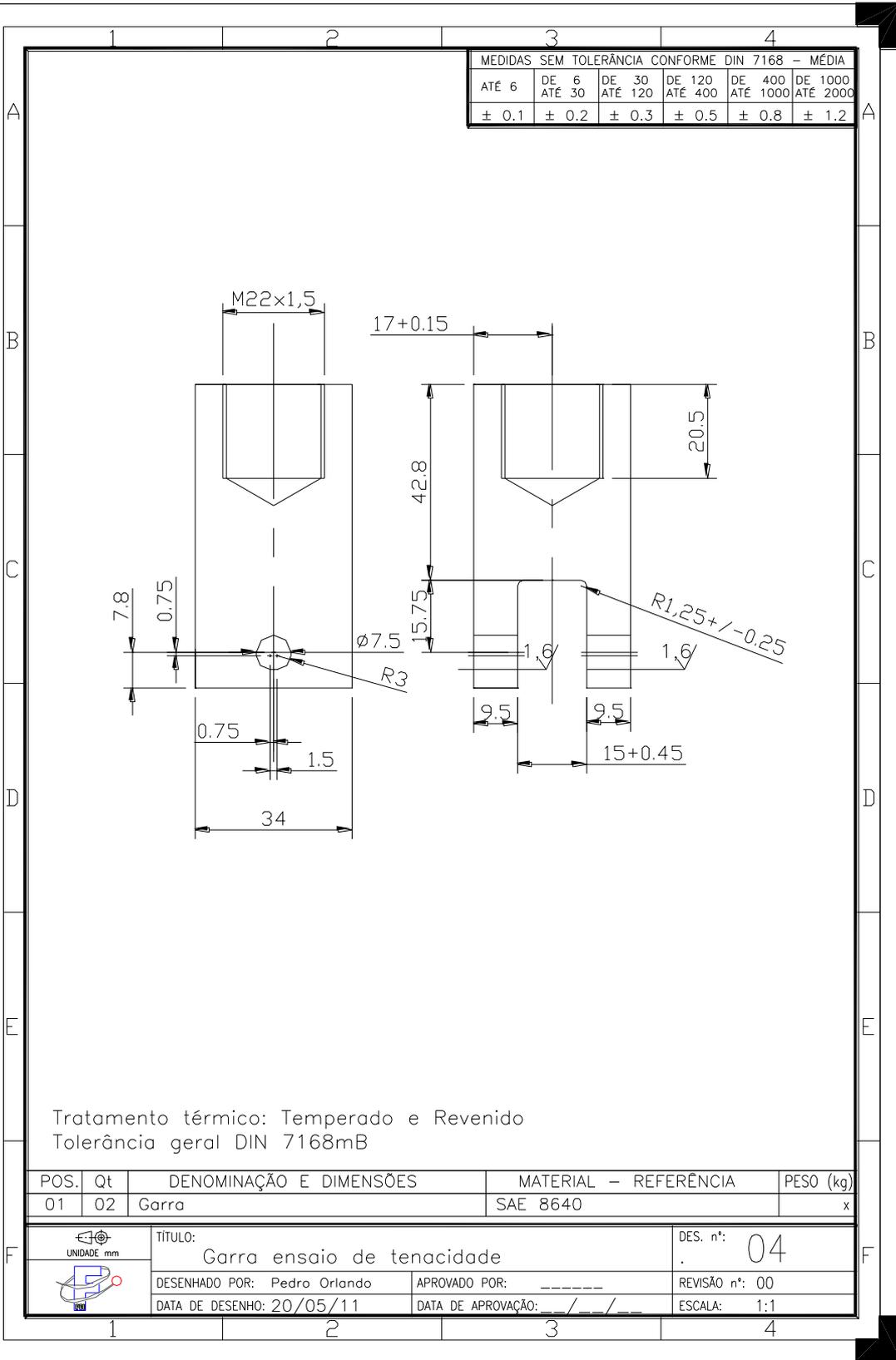
POS.	Qt	DENOMINAÇÃO E DIMENSÕES	MATERIAL - REFERÊNCIA	PESO (kg)
01	TBD	Corpo de prova Charpy	----	x

	TÍTULO: Corpo de Prova Charpy		DES. n°: 02
	DESENHADO POR: Pedro Orlando	APROVADO POR: _____	REVISÃO n°: 00
	DATA DE DESENHO: 06/09/11	DATA DE APROVAÇÃO: ___/___/___	ESCALA: 1:1

APÊNDICE C – Corpo de prova C(T) de fratura



APÊNDICE D – Garra para ensaios de fratura



Tratamento térmico: Temperado e Revenido
Tolerância geral DIN 7168mB

POS.	Qt	DENOMINAÇÃO E DIMENSÕES	MATERIAL - REFERÊNCIA	PESO (kg)
01	02	Garra	SAE 8640	x

	TÍTULO: Garra ensaio de tenacidade		DES. nº: 04
	DESENHADO POR: Pedro Orlando	APROVADO POR: _____	REVISÃO nº: 00
	DATA DE DESENHO: 20/05/11	DATA DE APROVAÇÃO: ___/___/___	ESCALA: 1:1