

ESTUDO DA VIABILIDADE DO EMPREGO DE ENTALHES NÃO
SINGULARES NA DETERMINAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA
DO AÇO AISI 4340

EBENÉZER MARQUES DIAS DA SILVA

UNIVERSIDADE ESTADUAL DO NORTE FLUMINENSE DARCY
RIBEIRO – UENF

CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ

ABRIL - 2018

ESTUDO DA VIABILIDADE DO EMPREGO DE ENTALHES NÃO
SINGULARES NA DETERMINAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA
DO AÇO AISI 4340

EBENÉZER MARQUES DIAS DA SILVA

“Dissertação de Mestrado apresentada ao Centro de Ciência e Tecnologia da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, como parte das exigências para obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência dos Materiais.”

Orientador: Prof. Ph.D. Eduardo Atem de Carvalho

CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ

ABRIL – 2018

FICHA CATALOGRÁFICA

Preparada pela Biblioteca do CCT / UENF

53/2018

Silva, Ebenézer Marques Dias da

Estudo da viabilidade do emprego de entalhes não singulares na determinação da tenacidade à fratura do aço AISI 4340 / Ebenézer Marques Dias da Silva. – Campos dos Goytacazes, 2018.

xxii, 158 f. : il.

Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) --
Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. Centro de Ciência e Tecnologia. Laboratório de Materiais Avançados. Campos dos Goytacazes, 2018.

Orientador: Eduardo Atem de Carvalho.

Área de concentração: Materiais e meio ambiente.

Bibliografia: f. 143-146.

1. MECÂNICA DA FRATURA 2. TENACIDADE 3. ENTALHE EM U 4.
ENTALHE EM V 5. SAE/AISI 4340 I. Universidade Estadual do Norte
Fluminense Darcy Ribeiro. Centro de Ciência e Tecnologia. Laboratório de
Materiais Avançados II. Título

CDD 620.1126

ESTUDO DA VIABILIDADE DO EMPREGO DE ENTALHES NÃO
SINGULARES NA DETERMINAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA
DO AÇO AISI 4340

EBENÉZER MARQUES DIAS DA SILVA

“Dissertação de Mestrado apresentada ao Centro de Ciência e Tecnologia da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, como parte das exigências para obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência dos Materiais.”

Aprovada em 11/04/2018

Comissão Examinadora:

Prof. Angelus Giuseppe Pereira da Silva (D.Sc. Ciências Técnicas) – UENF

Prof.^a Elaine Cristina Pereira e Oliveira (D.Sc. Engenharia e Ciência dos Materiais) –
UENF

Prof. Fernando Luiz de Carvalho e Silva (D.Sc. Engenharia e Ciência dos Materiais)
– IFF

Prof. Eduardo Atem de Carvalho (Ph.D. Engenharia Mecânica) – UENF
(Orientador)

Pois Dele, por Ele e para Ele são todas as coisas. A
Ele seja a glória para sempre! Amém.
(Romanos 11:36)

AGRADECIMENTOS

A Deus, autor e consumidor da minha fé.

A minha amada esposa pela paciência, compreensão e incentivo durante todo este período.

Ao meu orientador Ph.D. Eduardo Atem de Carvalho, que não mediu esforços para que essa pesquisa pudesse ser concluída.

Ao Professor D.Sc. Enrique Mariano Castrodeza, do Laboratório de Mecânica da Fratura da COPPE/Universidade Federal do Rio de Janeiro, que gentilmente permitiu a realização dos ensaios de tenacidade à fratura padronizado.

Ao amigo D.Sc. Fernando Luiz de Carvalho e Silva pela contribuição valiosa, sanando dúvidas e auxiliando em todas as fases da pesquisa, o que foi de suma importância para conclusão deste trabalho.

Aos amigos Marcelo Siqueira e Jeanderson Colodete Sessa pelo suporte e ajuda.

A colega Amanda Tavares da Silva pela contribuição imensurável na execução dos ensaios, disponibilizando tempo e recursos acadêmicos para o desenvolvimento desta pesquisa.

A Petrobras, que me proporcionou a oportunidade de realizar esta pesquisa científica.

O temor do Senhor é o princípio da sabedoria; todos os que cumprem os seus preceitos revelam bom senso. Ele será louvado para sempre!

(Salmos 111:10)

SUMÁRIO

ÍNDICE DE FIGURAS	X
ÍNDICE DE TABELAS	XV
RESUMO	XXI
ABSTRACT	XXII
CAPÍTULO 1 – INTRODUÇÃO	23
1.1 Objetivo Geral.....	24
1.2 Objetivos Específicos.....	24
1.3 Justificativas.....	25
1.3.1 Justificativa Científica.....	25
1.3.2 Justificativa Tecnológica.....	25
1.3.3 Justificativa Econômica.....	25
CAPÍTULO 2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	26
2.1 Aços.....	26
2.1.1 Propriedades Mecânicas.....	27
2.1.2 Aço AISI 4340.....	28
2.2 Tratamentos Térmicos.....	29
2.2.1 Normalização.....	30
2.2.2 Têmpera.....	31
2.2.3 Revenimento.....	35
2.3 Mecânica da Fratura.....	39
2.4 Ensaio de Tenacidade à Fratura.....	51
CAPÍTULO 3 – MATERIAIS E MÉTODOS	60
3.1 Fluxograma.....	60
3.2 Materiais.....	61
3.2.1 Composição Química do Material Recebido.....	62
3.2.2 Corpos de Prova.....	62
3.3 Máquinas Operatrizes Utilizadas.....	63
3.4 Métodos.....	64

3.4.1	Caracterização Química do Material Recebido.....	64
3.4.2	Fabricação dos Corpos de Prova de Tração.....	65
3.4.3	Fabricação dos CPs de Tenacidade à Fratura Padronizado.....	66
3.4.4	Fabricação dos Corpos de Prova de Flexão	67
3.4.5	Tratamentos Térmicos dos CPs.....	70
3.4.6	Verificação Dimensional dos CPs	72
3.4.7	Ensaio de Tração	74
3.4.8	Ensaio de Tenacidade à Fratura Padronizado	77
3.4.9	Ensaio de Flexão em Quatro Pontos	84
3.4.10	Ensaio de Dureza.....	88
3.4.11	Aplicação do Critério de Gómez Para o Cálculo de K_{IC}	90
3.4.12	Preparação das Amostras Para Análise Metalográfica.....	91
3.4.13	Análise estatística de Weibull.....	93
	CAPÍTULO 4 – RESULTADOS E DISCUSSÕES	95
4.1	Caracterização Química do Material Recebido.....	95
4.2	Análise Dimensional dos CPs	95
4.3	Ensaio de Tração.....	99
4.4	Ensaio de Tenacidade à Fratura Padronizado.....	109
4.5	Ensaio de Flexão em Quatro Pontos	113
4.6	Ensaio de Dureza.....	120
4.7	Aplicação do Critério de Gómez Para o Cálculo de K_{IC}	121
4.8	Caracterização Microestrutural por Microscopia Ótica.....	127
4.9	Análise estatística de Weibull	132
4.10	Análise estatística de t de Student.....	134
4.11	Análise dos Resultados.....	138
	CAPÍTULO 5 – CONCLUSÕES.....	140
	TRABALHOS FUTUROS	141
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	142
	APÊNDICES	147
	APÊNDICE A – Registro das Dimensões dos CPs.....	148

APÊNDICE B – Identificação dos CPs	151
APÊNDICE C – Registro das Cargas de Flexão	152
APÊNDICE D – Registro das Leituras de Dureza dos CPs	153
APÊNDICE E – Memorial de Cálculo da Distribuição de Weibull.....	157

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1 – Diagrama de transformação isotérmica do aço AISI 4340. (Reed-Hill, 1982).	33
Figura 2 – Diagrama de transformação no resfriamento contínuo do aço AISI 4340. (Reed-Hill, 1982).	34
Figura 3 – Variação da tensão de máxima e da tensão de escoamento em função da temperatura de revenimento para 2 h e 48 h (Adaptado Lee <i>et al.</i> , 1997)	37
Figura 4 – Variação da dureza em função da temperatura de revenimento para 2 h e 48 h (Adaptado Lee <i>et al.</i> , 1997)	37
Figura 5 – Limite de aplicação da MFLE (Medina, 2014)	41
Figura 6 – Furo elíptico em uma placa plana (Anderson, 2005)	42
Figura 7 – Trinca através da espessura de uma placa plana infinita submetida a tensão de escoamento (Anderson, 2005)	44
Figura 8 – Propagação de trinca em vários tipos de materiais, com a correspondente energia de fratura. (a) material idealmente frágil. (b) material elasto-plástico quase frágil. (c) Material frágil com trinca ramificada (Adaptado Anderson, 2005)	45
Figura 9 – Três modos de abertura de trinca (Adaptado Broek, 1982)	46
Figura 10 – Exemplo de corpo de prova de flexão em quatro pontos com extensômetro (Adaptado Carvalho e Silva, 2017)	50
Figura 11 – Representação esquemática do comportamento tensão vs. deformação em tração para metais frágeis e dúcteis carregados até a fratura (Callister, 2013) .	52
Figura 12 – Demonstração das zonas do plano de tensão e do plano de deformação à frente de uma trinca (Adaptado Farahmand, 1997)	54
Figura 13 – Corpo de prova de flexão SE(B). Proporções padrão (ASTM E399, 2012)	56
Figura 14 – Corpo de prova compacto C(B). Proporções padrão (ASTM E399, 2012)	56
Figura 15 – Tipos principais de gráficos, carga vs. deslocamento de abertura da trinca (ASTM E399, 2012)	57
Figura 16 – Fluxograma dos procedimentos desenvolvidos na pesquisa.....	60

Figura 17 – Material AISI 4340 conforme recebido.	61
Figura 18 – Máquinas utilizadas no processo de fabricação dos corpos de prova. (a) Serra fita, modelo FM500, Franho. (b) Centro de usinagem CNC, Discovery D1250, Romi. (c) Torno CNC, Centur 40RV, Romi. (d) Eletroerosão a fio CNC, Robocut, Fanuc.	63
Figura 19 - Espectrômetro Oxford Instruments PMI-MASTER-Pro, série 13R0123.	64
Figura 20 – Desenho de fabricação do CP de tração.	65
Figura 21 – Fotografia dos CPs de tração conforme ASTM E8M, 2015.	65
Figura 22 – Projeto de usinagem do CP de K_{Ic} , formato C(T) com entalhe em “U”.	66
Figura 23 – Fotografia dos CPs do tipo C(T), com entalhe em “U”.	67
Figura 24 – Desenho de fabricação do CP de flexão, formato SE(B), com entalhe em “V”.	68
Figura 25 – Ferramenta utilizada para a usinagem do entalhe “V”, (Catálogo Indaço, 2015).	68
Figura 26 – Fotografia dos CPs do tipo SE(B), com entalhe em “V”.	69
Figura 27 – Desenho de fabricação do CP de flexão, formato SE(B), com entalhe em “U”.	69
Figura 28 – Fotografia dos CPs do tipo SE(B), com entalhe em “U”.	70
Figura 29 – Forno Mufla, FL-1300/10, MAITEC/INT.	71
Figura 30 – Projetor de perfil PANTEC do LAMAV/UENF.	73
Figura 31– (a) CP #1 do tipo C(T) no projetor de perfil. (b) Projeção do raio (ρ) do entalhe (aumento 10X).	73
Figura 32– (a) Detalhe do fundo do entalhe do CP #20 com a indicação da medida de ρ . (b) Detalhe do fundo do entalhe do CP #70 com a indicação da medida de ρ	74
Figura 33 – CPs de tração. (a) Com tratamento térmico de têmpera e revenido. (b) Com tratamento térmico de normalização.	75
Figura 34 – Máquina universal de ensaios Instron, modelo 5582.	75
Figura 35 – CP de tração montado na Instron com garras roscadas e instrumentado com clip gage.	76
Figura 36 – Fotografia dos CPs do tipo C(T), temperado e revenido antes de serem ensaiados.	78

Figura 37 – Máquina universal de ensaios servo hidráulica Instron, modelo 1332. .	79
Figura 38 – Fotografia do CP mostrando a região submetida ao lixamento.	80
Figura 39 – Parâmetros do ensaio definidos na Instron.	82
Figura 40 – CP montado nas garras da Instron com o clip gage.	83
Figura 41 – Distâncias entre os apoios de carregamento.	85
Figura 42 – CPs do tipo SE(B). (a) Entalhe em “V”, (b) entalhe em “U”.	85
Figura 43 – CP do tipo SE(B), com entalhe em “U”, instrumentado com strainage.	86
Figura 44 – MEF do CP #70, flexão em quatro pontos, entalhe em “U”. (a) Malha em meia seção do modelo. (b) Refinamento da malha na região da raiz do entalhe.....	87
Figura 45 – Durômetro do Laboratório de END do IFF com a amostra posicionada.	89
Figura 46 – Marcações do ensaio de dureza Rockwell C nos corpos de prova. (a) C(T). (b) SE(B). (c) Tração.....	90
Figura 47 – Amostra do CP #47 após o processo de polimento.	92
Figura 48 – Microscópio Confocal Olympus LEXT- 3D Measuring L Microscope 4000, do LAMAV/UENF.	92
Figura 49 – Gráfico de boxplot referente aos valores de ρ , para os CPs SE(B), com entalhe em “V”.	98
Figura 50 – CPs de tração fraturados fora da região válida após o ensaio. (a) Fotografia do CP #7. (B) Fotografia do CP #9.	99
Figura 51 – Curvas tensão vs. deformação do AISI 4340 temperado e revenido. .	100
Figura 52 – Gráfico carga vs. deslocamento do AISI 4340 temperado e revenido. .	101
Figura 53 – Gráfico do módulo de elasticidade do CP #10 temperado e revenido. .	102
Figura 54 – Curvas tensão vs. deformação do AISI 4340 normalizado.	104
Figura 55 – Gráfico carga vs. deslocamento do AISI 4340 normalizado.	105
Figura 56 – Gráfico do módulo de elasticidade do CP #2 normalizado.	106
Figura 57 – CP #5 de tração fraturado fora da região válida.	107
Figura 58 – Procedimento para medição da trinca de fadiga conforme a norma ASTM E399 (2012). CP #1 do tipo C(T).....	111

Figura 59 – Procedimento para medição da trinca de fadiga conforme a norma ISO 12135 (2016). CP #1 do tipo C(T).	112
Figura 60 – Gráfico típico de carga vs. deslocamento (CP #11).	114
Figura 61 – Gráfico da tensão máxima na raiz do entalhe vs. deformação, para o CP # 30, tipo SE(B), com entalhe em “V”.	115
Figura 62 – Gráfico tensão máxima na raiz do entalhe vs. deformação, para o CP # 70, tipo SE(B), com entalhe em “U”.	116
Figura 63 – MEF do CP #70, flexão em quatro pontos, entalhe em “U”. (a) Campo de tensão em meio modelo. (b) Campo de tensão na região da raiz do entalhe.	117
Figura 64 – Fotografia da superfície de fratura do CP #70, tipo SE(B), com entalhe em “U”.	119
Figura 65 – Gráfico de <i>boxplot</i> referente aos valores de tenacidade à fratura (K_{Ic} ; K_{Vc} ; K_{Vc}^*).	123
Figura 66 – Fotografia mostrando o desgaste na aresta de corte (perfil “V”).	124
Figura 67 – Gráfico de <i>boxplot</i> referente aos valores de tenacidade à fratura (K_{Ic} ; K_{Uc} ; K_{Uc}^*).	126
Figura 68 – Gráfico de <i>boxplot</i> referente aos valores de tenacidade à fratura (K_{Ic} ; K_{Uc} ; K_{Uc}^*), sem <i>outliers</i>	126
Figura 69 – Micrografia CONFOCAL do aço AISI 4340, temperado e revenido com ampliação 1075X, após ataque químico com Nital 2 %. Matriz martensítica com austenita retida. (CP #47)	128
Figura 70 – Micrografia CONFOCAL do aço AISI 4340, temperado e revenido com ampliação 2136X, após ataque químico com Nital 2 %. Matriz martensítica com austenita retida. (CP #47)	129
Figura 71 – Micrografia CONFOCAL do aço AISI 4340, temperado e revenido com ampliação 1075X, após ataque químico com Nital 2 %. Matriz martensítica com austenita retida. (CP #70)	129
Figura 72 – Micrografia CONFOCAL do aço AISI 4340, temperado e revenido com ampliação 2136X, após ataque químico com Nital 2 %. Matriz martensítica com austenita retida. (CP #70)	130
Figura 73 – Distribuição de Weibull dos valores de tenacidade à fratura aparente para os dois tipos de entalhe (K_{Vc} e K_{Uc})	132

Figura 74- Programação do teste t de Student, no software RStudio, comparando os valores de K_{vc} e K_{ic} padronizado.	135
Figura 75- Programação do teste t de Student, no software RStudio, comparando os valores de K_{uc} e K_{ic} padronizado.	136
Figura 76- Programação do teste t de Student, no software RStudio, comparando os valores de K_{vc} e K_{uc}	137
Figura 77- Gráfico de <i>boxplot</i> referente às distribuições dos valores obtidos de K_{vc} e K_{uc}	138

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1 – Equações obtidas pela regressão das curvas de K_{tg} para a relação ρ/d , para flexão (Carvalho, 2018)	48
Tabela 2 – Equações obtidas pela regressão das curvas de K_{tn} para a relação ρ/d , para flexão (Carvalho, 2018).	49
Tabela 3 – Composição química do certificado do material recebido.	62
Tabela 4 – Composição padrão dos elementos de liga do AISI 4340 (G43400).	62
Tabela 5 – Parâmetros de Tratamentos Térmicos dos CPs.....	71
Tabela 6 – Valor da carga máxima de pré-trincamento.	81
Tabela 7: Valores de concentração de elementos da liga do material recebido.	95
Tabela 8 – Dimensões médias dos CPs de tração temperado e revenido.	96
Tabela 9 – Dimensões dos CPs de tração com tratamento térmico de normalização.	96
Tabela 10 – Dimensões dos CPs de K_{Ic} , formato C(T) com entalhe em “U”.	97
Tabela 11 – Dimensões médias dos CPs de flexão, formato SE(B) com entalhe em “V”.	97
Tabela 12 – Dimensões médias dos CPs de flexão, formato SE(B) com entalhe em “U”.	98
Tabela 13 – Valores de σ_{esc} , $\sigma_{m\acute{a}x}$, σ_{rup} , E, carga máxima e \varnothing diâmetro médio dos CPs temperado e revenido.	103
Tabela 14 – Valores de σ_{esc} , $\sigma_{m\acute{a}x}$, σ_{rup} , E, $F_{m\acute{a}x}$ e \varnothing dmédio do AISI 4340, normalizado.	107
Tabela 15 – Valores médios das propriedades mecânicas do AISI 4340 normalizado e do AISI 4340 temperado e revenido.....	108
Tabela 16 – Valores de K_{Ic} conforme as normas ASTM E399 (2012) e ISO 12135 (2016).....	109
Tabela 17 – Verificação do comprimento mínimo da pré-trinca de fadiga para o ensaio de K_{Ic} segundo os critérios das normas ASTM E399 (2012)	110
Tabela 18 – Verificação do comprimento mínimo da trinca de fadiga para o ensaio de K_{Ic} segundo o critério da norma ISO 12135 (2016)	110

Tabela 19 – Valores médios de carga de flexão, desvio padrão e C.V. obtidos através dos ensaios de flexão em quatro pontos, entalhes em “V” e “U”.	113
Tabela 20 – Valores de carregamento, tensão e deformação máxima do CP #70.	118
Tabela 21 – Valores de dureza média dos CPs de tração temperado e revenido, C(T), SE(B) com entalhe em “V”, SE(B) com entalhe em “U” e CPs de tração normalizado.	120
Tabela 22 – Valores de tenacidade à fratura obtidos através dos ensaios de flexão em quatro pontos, entalhe em “V”.	122
Tabela 23 – Valores de tenacidade à fratura obtidos através dos ensaios de flexão em quatro pontos, entalhe em “U”.	125
Tabela 24 – Resumo estatístico de tenacidade à fratura obtidos através dos ensaios de flexão em quatro pontos, entalhe em “U”, sem <i>outliers</i>	127
Tabela 25 – Comparação entre os valores de carga de flexão, dureza e lote do tratamento térmico dos CPs analisados por microscopia ótica	131
Tabela 26 – Análise dos valores da distribuição de Weibull dos valores de tenacidade à fratura aparente (K_{Vc}), entalhe em “V”.	133
Tabela 27 – Análise dos valores da distribuição de Weibull dos valores de tenacidade à fratura aparente (K_{Uc}), entalhe em “U”.	133
Tabela 28 – Comparação dos valores de tenacidade à fratura aparente e característico para entalhes em “V” e “U” do aço AISI 4340, temperado e revenido, com o valor de K_{Ic} de referência.....	139
Tabela A1 – Dimensões dos CPs de tração temperado e revenido	148
Tabela A2 – Dimensões dos CPs de tração com tratamento térmico de normalização.	148
Tabela A3 – Dimensões dos CPs de K_{Ic} , formato C(T) com entalhe em “U”.	149
Tabela A4 – Dimensões dos CPs de flexão, formato SE(B) com entalhe em “V”	149
Tabela A5 – Dimensões dos CPs de flexão, formato SE(B) com entalhe em “U”. ...	150
Tabela B1 – Identificação dos CPs	151
Tabela C1 – Valores de carga de flexão obtidos através dos ensaios de flexão em quatro pontos, entalhes em “V” e “U”.	152
Tabela D1 – Valores de dureza dos CPs de tração temperado e revenido.....	153

Tabela D2 – Valores de dureza dos CPs do tipo C(T), temperado e revenido.....	153
Tabela D3 – Valores de dureza dos CPs do tipo SE(B), com entalhe em “V”, temperado e revenido.....	154
Tabela D4 – Valores de dureza dos CPs do tipo SE(B), com entalhe em “U”, temperado e revenido.....	155
Tabela D5 – Valores de dureza dos CPs de tração normalizado.....	156
Tabela E1 – Distribuição de Weibull dos valores de tenacidade à fratura aparente, entalhe em “V”.....	157
Tabela E2 – Distribuição de Weibull dos valores de tenacidade à fratura aparente, entalhe em “U”	158

SIGLAS

a_n	Comprimento do entalhe usinado
AISI	American Iron and Steel Institute
ASM	American Society for Metals.
ASTM	American Society of Testing and Materials
CCC	cúbico de corpo centrado
CNC	<i>Computer Numeric Control</i>
CP	corpo de prova
C(T)	<i>Compact Tension</i>
C.V.	coeficiente de variação
E	módulo de elasticidade
FFM	mecânica da fratura finita
$F_{m\acute{a}x}$	carga máxima
ISO	International Organization for Standardization
K_I	fator de intensidade de tesões no modo de carregamento por abertura
K_{II}	fator de intensidade de tesões no modo de carregamento por cisalhamento
K_{III}	fator de intensidade de tesões no modo de carregamento por rasgamento
K_C	fator de intensidade de tensão crítico
K_{IC}	tenacidade à fratura crítica no modo I de carregamento
K_t	fator de concentração de tensão
K_{tn}	fator de concentração de tensão líquido
K_{tg}	fator de concentração de tensão bruto
K^U	fator de intensidade de tensão generalizado

K_C^U	fator de intensidade de tensão generalizado crítico para entalhe em “U”
K_{UC}	tenacidade à fratura aparente para entalhe em “U”
K_{VC}	tenacidade à fratura aparente para entalhe em “V”
K_{UC}^*	tenacidade à fratura equivalente para entalhe em “U” corrigida pelo critério de Gómez
K_{VC}^*	tenacidade à fratura equivalente para entalhe em “V” corrigida pelo critério de Gómez
$K_{UC,0}$	tenacidade característica aparente para entalhe em “U”
$K_{VC,0}$	tenacidade característica aparente para entalhe em “V”
l_{ch}	comprimento característico
m	módulo de Weibull
MFLE	mecânica da fratura linear elástica
MFEP	Mecânica da Fratura Elasto-Plástica
$P_{máx}$	carga máxima de pré-trincamento
PMMA	polimetilmetacrilato
R^2	coeficiente de determinação da regressão linear
r_y	raio da zona plástica no estado plano de deformação
SAE	Society of Automotive Engineers
SE(B)	Single Edge Bend Specimen
TCC	tetragonal de corpo centrado
“U”	entalhe em forma de U
“V”	entalhe em forma de V

SÍMBOLOS

α	coeficiente linear
β	coeficiente angular
γ_p	trabalho plástico por unidade de área
γ_s	energia superficial específica.
Δa_f	comprimento da trinca de fadiga
θ	coeficiente característico
ρ	raio no fundo do entalhe
σ	Tensão global
σ_A	Tensão máxima no ponto A
σ_{esc}	tensão de escoamento
σ_m	tensão principal máxima
$\sigma_{m\acute{a}x}$	tensão máxima
σ_{NC}	tensão nominal crítica
σ_{net}	tensão nominal da área resistente líquida.
σ_{nom}	tensão nominal ou tensão normal de referência
σ_{rup}	tensão de ruptura
σ_{YS}	tensão de escoamento
$\varnothing d_{m\acute{e}dio}$	diâmetro médio

RESUMO

A Tenacidade à Fratura é uma propriedade mecânica dos materiais utilizada tanto para pesquisa científica quanto para projetos e manutenção industrial. Entretanto, o ensaio para determinação dos valores de Tenacidade à Fratura exige a fabricação de corpos de provas com geometrias exatas, que são processados em máquinas operatrizes de alto custo de aquisição, e por fim exige a geração de pré-trinca de fadiga. Este trabalho tem como objetivo investigar uma possível metodologia alternativa, mais simples, para obtenção da tenacidade à fratura crítica no modo I de carregamento (K_{Ic}), sem a necessidade de introduzir uma trinca de fadiga no corpo de prova (CP). Foi obtido o valor de K_{Ic} do AISI 4340, temperado e revenido a 180 °C, conforme os requisitos da norma ASTM E399 e ISO 12135. Foram utilizados CPs com entalhe em “V” e “U” visando estimar K_{Ic} e então realizadas análises estatísticas para confirmar os dados obtidos. Os resultados obtidos de K_{Ic} , segundo as normas ASTM E399 e ISO 12135, foram em torno de 51,0 MPa.m^{1/2}. Os valores de tenacidade à fratura aparente para entalhe em “V” e “U” (K_{Vc} e K_{Uc}) foram 106,0 (± 30,8) MPa.m^{1/2} e 177,5 (± 7,6) MPa.m^{1/2}, respectivamente. Como conclusão destaca-se que não foi possível estimar o valor de K_{Ic} a partir do procedimento metodológico proposto nesta pesquisa. Observou-se que os valores de tenacidade obtidos a partir de entalhe em “U” apresentaram baixa dispersão estatística (C.V.= 4,3 %), enquanto que os valores obtidos a partir do entalhe em “V” apresentaram uma alta dispersão (C.V.= 29,0 %), embora atendessem a formulações consagradas na mecânica da fratura, a comparação das simulações reais apresentou grande diferença.

ABSTRACT

Fracture Toughness is a mechanical property of materials, used for scientific research, industrial design and maintenance. However, the for determination test of Fracture Toughness requires the fabrication of samples with exact geometries, which are processed by high-cost machine tools, and requires the generation of a fatigue pre-crack. This work aim's is to investigate a possible simpler alternative methodology to obtain critical Fracture Toughness in the Opening Mode I (K_{IC}), without the need to introduce a fatigue crack in the specimen. The K_{IC} value for AISI 4340, quenched and tempered at 180 °C, was obtained according to ASTM E399 and ISO 12135 requirements. For this work were used "V" and "U" notched specimens to estimate K_{IC} and afterward, performed statistical analyzes to confirm the validity of obtained data. The K_{IC} results, according to ASTM E399 and ISO 12135, were circa 51.0 MPa.m^{1/2}. The apparent fracture toughness values for "V" and "U" notched samples (K_{VC} and K_{UC}) were 106.0 (± 30.8) MPa.m^{1/2} and 177.5 (± 7.6) MPa.m^{1/2}, respectively. As conclusion, it was not possible to estimate the value of K_{IC} from the methodological procedure proposed in this research. It was observed that the values obtained for tenacity from "U" notch presented a low statistical dispersion (C.V.= 4.3 %), while the values obtained from the "V" notch presented a high dispersion (C.V.= 29.0 %). Although based on Fracture Mechanics formulations, the expected matching with the standard procedures didn't happen asmd results presented a large difference.

CAPÍTULO 1 – INTRODUÇÃO

A tenacidade à fratura é usualmente usada como um termo genérico para medidas de resistência do material quando uma trinca está presente. A medição experimental e a padronização da tenacidade à fratura desempenham uma função imperativa na aplicação de métodos de mecânica da fratura para a avaliação da integridade estrutural, projeto de tolerância a danos, avaliação da capacidade para serviço e análise de resistência residual para diferentes estruturas e componentes de engenharia. Os valores de tenacidade à fratura também podem servir como uma base na caracterização do material, na avaliação do desempenho, e garantia da qualidade para estruturas típicas de engenharia, incluindo tubulações e vasos de pressão em aplicação nuclear, tanques e vasos de pressão na indústria petroquímica, oleodutos, gasodutos e estruturas automotivas, navais e aeronáuticas. Portanto, a avaliação e testes de tenacidade à fratura tem sido um tema muito importante no desenvolvimento de métodos da mecânica da fratura e suas aplicações de engenharia (Joyce *et al.*, 2012).

A mecânica da fratura elasto-plástica tem provado ser uma vantajosa ferramenta para determinar o comportamento do crescimento de trinca de materiais dúcteis (Landes *et al.*, 1985).

A tenacidade à fratura é uma propriedade mecânica dos materiais utilizada tanto para pesquisa científica quanto para projetos e manutenção industrial. Entretanto, o ensaio para a determinação dos valores de tenacidade à fratura, exige a fabricação de corpos de provas com geometrias complexas, que são executadas em máquinas operatrizes de alto custo de aquisição e geração de pré-trinca de fadiga. A abertura de pré-trinca de fadiga exige máquina de ensaio de tração com capacidade de executar carga cíclica no corpo de prova, ou seja, capaz de submeter o corpo de prova (CP) ao regime de fadiga. O ensaio de tenacidade à fratura é padronizado pelas normas ASTM E399 (2012) e ASTM 1820, que exigem rígidos controles dos parâmetros de execução do ensaio e de validação de K_{Ic} . Todos estes fatores elevam, em muito, o custo do ensaio, dificultando a obtenção desta propriedade pelas entidades de pesquisa e empresas.

Motivados por estes fatores negativos, faz-se necessário investigar uma metodologia para determinação de valores de K_{Ic} que seja mais simples e de menor custo em comparação com o ensaio de tenacidade à fratura padronizado.

Investigando a literatura, observou-se que alguns autores lidam com estes mesmos problemas, entretanto usando abordagens distintas da proposta desta pesquisa.

Torabi *et al.* (2018) investigaram a tenacidade à fratura aparente em corpos de prova de polimetilmetacrilato (PMMA) contendo um furo, e utilizaram a teoria das distâncias críticas e a mecânica da fratura finita (FFM) para estimar a tenacidade à fratura do material.

Sapora e Firrao (2017) avaliaram a tenacidade à fratura aparente do aço AISI 4340 austenitizado à alta temperatura (1200 °C). Os autores perceberam um aumento na tenacidade do aço em relação à temperatura de austenitização convencional, que pôde ser estimada pela mecânica da fratura finita (FFM).

Mourad *et al.* (2013) estudaram as propriedades de tenacidade à fratura em aços de baixa liga equivalentes ao AISI 4340, utilizando a teoria das distâncias críticas, e observaram a variação da tenacidade aparente em função da variação do raio na raiz do entalhe e da profundidade do entalhe.

Ayatollahi *et al.* (2015) pesquisaram a tenacidade à fratura aparente em materiais com fratura frágil, entre eles o AISI 4340, revisando e aprimorando critérios de fratura baseado no estado plano de tensão.

1.1. Objetivo Geral

O objetivo deste trabalho foi investigar uma metodologia alternativa mais simples para realização de ensaio de tenacidade à fratura para obtenção de K_{Ic} do aço AISI 4340.

Foi avaliado a aplicação de dois entalhes “não singulares”, do tipo “V” e “U”, associado a uma formulação matemática para determinação do valor de K_{Ic} .

Esta metodologia alternativa previu a fabricação de corpo de prova de geometria simples, sem a necessidade de gerar trinca de fadiga reduzindo o tempo de execução do ensaio e conseqüentemente o seu custo, facilitando o acesso à propriedade.

1.2. Objetivos Específicos

Os objetivos específicos desta pesquisa são:

- a) Investigar a necessidade real da presença da trinca de fadiga para determinação de K_{Ic} do material estudado.
- b) Avaliar as propriedades de tenacidade à fratura do aço liga AISI 4340 pela nova metodologia.
- c) Avaliar a resposta do entalhe em “U” e em “V” do ponto de vista da tenacidade à fratura, K_{Ic} .

1.3. Justificativas

As justificativas da presente pesquisa estão relacionadas a seguir.

1.3.1. Justificativa Científica

A tenacidade à fratura é uma propriedade muito estudada e a investigação do emprego de uma nova metodologia é necessária para aumentar o acesso à propriedade.

1.3.2. Justificativa Tecnológica

Propriedade importante nos projetos de estruturas e componentes mecânicos para determinação do limite da vida quando uma trinca está presente, uma vez que a falha ocorre quando a intensidade de tensões na extremidade da descontinuidade atinge o valor da tenacidade à fratura do material.

1.3.3. Justificativa Econômica

Os ensaios padronizados para determinação da propriedade tenacidade à fratura requer a geração de pré-trinca de fadiga, a qual é um dos fatores que

contribuem para o alto custo do ensaio. É necessário buscar novas metodologias que reduzem o tempo de execução e o custo do ensaio para os materiais que atendem a mecânica da fratura linear elástica (MFLE).

CAPÍTULO 2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços

Os aços são ligas ferro-carbono contendo de 0,008 % a aproximadamente 2,11 % de carbono podendo conter concentrações de outros elementos de liga, além de elementos residuais resultante dos processos de fabricação (Chiaverini, 2005; Callister, 2013).

Os aços são subdivididos em aços carbono comuns e aços ligados. Os aços carbono comuns, além do carbono e pequena fração de manganês, contêm apenas concentrações de elementos residuais que são comumente chamados de impurezas (Callister, 2013). Colpaert (2008) considera impurezas normais, além do manganês outros elementos como silício, fósforo e enxofre.

O aço carbono é o aço de uso geral na indústria mecânica sendo empregado em todos os casos, exceto quando algum fator o proíba ou não recomende seu uso (Colpaert, 2008).

Também são classificados conforme o teor de carbono, podendo ser de baixo teor de carbono, quando contêm menos de 0,25 %C; de médio teor de carbono, contendo entre 0,25 % a 0,60 %C; e alto teor de carbono, quando apresentam teores de carbono entre 0,60 % a 1,40 %C. Os aços carbono de baixo teor de carbono possuem baixa dureza e baixa resistência, em contrapartida apresentam ótima ductilidade e tenacidade. Os aços carbono comuns de médio teor de carbono têm baixa temperabilidade podendo ser tratados termicamente somente com taxas de resfriamentos muito altas e apenas em seções muito finas. Os aços com alto teor de carbono são os mais duros e mais resistentes porém apresentam baixa ductilidade (Callister, 2013).

Nos aços ligados, são intencionalmente adicionados mais elementos de liga, em quantidades específicas, com objetivo de conferir propriedades que os aços carbono comuns não possuem, ou que contenham os mesmos elementos do aço carbono em proporções mais altas (Telles, 1994).

Os aços liga dividem-se em três classes conforme a porcentagem total de elementos de liga presentes: aços de baixo liga — com até 5 % de elementos de liga;

aços de média liga — de 5 % a 10 % de elementos de liga; e aços de alta liga — com mais de 10 % de elementos de liga (Telles, 1994).

Os elementos de liga melhoram a resistência do material, a capacidade de ser endurecido, a resistência à temperatura, à corrosão e outras propriedades. O cromo melhora a resistência, a ductilidade, a tenacidade, a resistência ao desgaste e a capacidade de ser endurecido. O níquel melhora a resistência sem perder a ductilidade e também aumenta a capacidade de endurecimento superficial. Quando em combinação com cromo e/ou níquel, o molibdênio contribui para o aumento da dureza, aumenta a tenacidade e diminui a fragilidade (Norton, 2013).

O emprego dos aços liga são necessários nos casos em que as condições de serviço estiverem sujeitas a: altas temperaturas — sendo necessária maior resistência mecânica, maior resistência à fluência ou maior resistência à corrosão; a baixas temperaturas — devido à possibilidade de fraturas frágeis; a alta corrosão — serviços com fluidos corrosivos; a necessidade de não contaminação onde não se pode permitir a contaminação do fluido pelos resíduos da corrosão; segurança — operações com fluidos perigosos, por exemplos, inflamáveis, tóxicos e explosivos, onde não se permite vazamentos; e alta resistência — quando estão sujeitos da grandes esforços mecânicos (Telles, 1994).

2.1.1 Propriedades Mecânicas

O projeto e a fabricação de estruturas metálicas e de componentes mecânicos são baseados no conhecimento das propriedades mecânicas das ligas metálicas, que definem o comportamento de um material quando sujeito a esforços mecânicos, correspondendo às propriedades que determinam a capacidade de resistir aos esforços aplicados, sem romper ou sem deformações indesejadas (Chiaverini, 1986).

A determinação das propriedades mecânicas de um material se dá geralmente por meio de testes destrutivos em corpos de prova sob condições de carregamento controlados (Norton, 2013).

Os aços carbono normalmente possuem teor de carbono inferior a 1,0 % e suas propriedades mecânicas são sensíveis ao teor de carbono (Callister, 2013).

As propriedades mecânicas dos aços são influenciadas por dois fatores principais: a composição química e a microestrutura (Chiaverini, 2005).

Na composição química dos aços carbono, o carbono é o elemento fundamental, sendo responsável direto pela dureza e pela temperabilidade tornando o aço mais ou menos temperável ou endurecível de acordo com a variação da quantidade de carbono (Chiaverini, 1986).

A medida que o teor de carbono aumenta, as propriedades mecânicas referentes à resistência mecânica (limite de escoamento, limite de resistência à tração e a dureza) melhoram e as propriedades mecânicas referentes à ductilidade e tenacidade (alongamento, estrição e resistência ao impacto) pioram (Chiaverini, 2005).

A microestrutura, por sua vez, é afetada pela composição química, pelo tratamento mecânico (relacionado às condições de deformação do material e pelo tratamento térmico (influenciado pela temperatura, pelo tempo de aquecimento e pela velocidade de resfriamento (Chiaverini, 1986).

Dada à grande variedade de tipos de aços, algumas associações especializadas criaram sistemas para sua classificação. A mais conhecida é a que classificam os aços pela sua composição química, dando origem aos sistemas SAE, AISI, DIN, ABNT, e outros (Chiaverini, 2005).

A ABNT adotou um sistema de classificação de aços baseado na classificação usada pelo AISI (American Iron and steel Institute) e pela SAE (Society of Automotive Engineers) nos quais os aços são divididos em grupos e famílias formadas por conjuntos de algarismos, geralmente quatro (Silva *et al.*, 1988).

Na especificação de quatro dígitos, os dois primeiros indicam o tipo da liga, os dois últimos indicam o teor de carbono em centésimos de por cento. Os dois primeiros dígitos são 1 e 0 para os aços carbono comuns e outras combinações dos dois dígitos iniciais para os aços liga (Callister, 2013).

Assim o aço objeto desta pesquisa, 4340, é um aço ligado da família 43 com 1,80 %Ni, 0,80 %Cr, 0,25 %Mo e com 0,40 %C (Silva *et al.*, 1988).

2.1.2 Aço AISI 4340

O aço AISI/SAE 4340 é um aço baixa liga de médio carbono, ao cromo-níquel-molibdênio. É um aço para beneficiamento, utilizado na fabricação de diferentes componentes mecânicos, quando se deseja uma combinação de resistência

mecânica, resistência à fratura e resistência à fadiga, inclusive com seções espessas. O aço 4340 também é aplicado em componentes estruturais para sistemas mecânicos, quando é necessário homogeneização da dureza ao longo da seção transversal em pequenas ou grandes seções.

Beneficiamento é o nome atribuído ao tratamento de têmpera seguido de revenimento, cuja principal característica é a temperabilidade (Silva *et al.*, 1988).

O aço AISI/SAE 4340 tem como principais características alta resistência mecânica, elevada temperabilidade, alta tenacidade, baixa usinabilidade, baixa soldabilidade.

Segundo Silva *et al.* (1988) os aços de baixa liga, tal como o AISI/SAE 4340, são empregados nos casos em que são requeridas elevada resistência ao desgaste, associada a alta resistência mecânica e tenacidade.

A dureza superficial na condição temperada do aço liga 4340, varia entre 54 a 59 HR_C, podendo ainda ser aumentada através de tratamento termoquímico de endurecimento superficial denominado nitretação.

O aço AISI/SAE 4340 é destinado à fabricação de componentes aeronáuticos, automobilísticos, agrícolas e elementos de máquinas em geral, tais como tubulações em aeronaves, componentes de trem de pouso, bielas, virabrequins, planetárias, mangas, árvores de manivela, eixos, engrenagens, buchas, parafusos e etc., para as quais são indispensáveis elevadas propriedades mecânicas, mesmo a temperaturas abaixo de 0 °C.

2.2 Tratamentos Térmicos

Tratamentos térmicos são empregados para alterar as características físicas e propriedades mecânicas das ligas metálicas cuja operação compreende aquecimento e resfriamento sob condições controladas de temperatura, tempo e velocidade de resfriamento permitindo conferir características definidas que não desaparecem após o término do tratamento. Os tratamentos térmicos subdividem-se em propriamente térmico, que inclui apenas a ação térmica no metal; termomecânico, que combina a ação térmica com a deformação plástica; e termoquímico, que combina as ações térmica e química (Novikov, 1994).

A utilização dos processos de tratamentos térmicos é uma prática extremamente comum, os quais permitem obter uma variedade de propriedades fazendo com que as ligas metálicas sejam adequadas a diversas aplicações na engenharia.

Os tratamentos térmicos têm como principais objetivos a eliminação de tensões internas, aumento ou diminuição da dureza, aumento da resistência mecânica, melhora da ductilidade, melhora da usinabilidade, aumento da resistência ao desgaste, conferir melhoria das propriedades de corte, aumento da resistência à corrosão, melhora da capacidade de resistir ao calor e alteração das propriedades elétricas e magnéticas (Chiaverini, 2005).

Em um determinado tratamento térmico, a melhora de uma ou mais propriedades é atingida com prejuízo de outras. Por exemplo, o aumento da ductilidade provoca ao mesmo tempo redução dos valores de dureza e da resistência à tração. Portanto a determinação e execução do tratamento térmico deve ser criteriosa para que os efeitos indesejáveis sejam reduzidos ao mínimo (Chiaverini, 1986).

A têmpera e o revenimento envolvem transformações de fase a partir da austenita podendo obter diversas estruturas com diferentes propriedades, desde máxima ductilidade e mínima dureza, característico das estruturas ferríticas, até os mais altos valores de dureza e menor ductilidade, característico da martensita (Silva *et al.*, 1988).

2.2.1 Normalização

Com o objetivo de obter uma microestrutura homogênea e refinada em substituição a uma microestrutura original grosseira, oriunda dos processos de laminação e forjamento, é indicado o tratamento térmico de normalização (Colpaert, 2008).

A operação de laminação e/ou forjamento deixa os grãos de perlita com formato irregular e aumentado, com substancial variação de tamanho. A normalização é aplicada para refinar os grãos e produzir uma distribuição de tamanhos mais uniforme, sendo amplamente utilizada, para eliminação de defeitos do aço, que surgem durante a laminação a quente e tratamento térmico, tais como, granulação grosseira, estrutura

de Windmonstaten e estrutura alongada. Os aços perlíticos com grãos finos são mais tenazes que os com grãos mais grosseiros (Callister, 2013; Novikov, 1994).

A normalização é utilizada como operação intermediária para eliminar os constituintes prejudiciais, e para melhoria geral da estrutura antes da têmpera e do revenido, assim como para o amolecimento do aço antes da usinagem (Novikov, 1994).

Para composições menores que a eutetóide, a normalização é obtida pela elevação da temperatura até pelo menos 55 °C acima da temperatura crítica superior, seguida de resfriamento ao ar. De modo geral, a microestrutura resultante é ferrita e perlita, entretanto, alguns aços de elevada temperabilidade podem também apresentar martensita.

Em comparação com os aços no estado recozido, os normalizados apresentam valores mais elevados de dureza, limite de escoamento e resistência à tração, entretanto o alongamento e a estrição sofrem ligeira diminuição. O motivo dessas alterações é a não separação completa da ferrita na zona crítica, propiciando a transformação da austenita em uma perlita lamelar muito fina, que contém mais ferrita do que a proporção normal. Quanto maior o teor de carbono e de manganês do aço e quanto menor for a espessura da peça, mais intenso será o efeito da normalização (Colpaert, 2008).

Uma vez que a granulação mais fina melhora as propriedades mecânicas, a normalização é comumente utilizada como tratamento preliminar à têmpera e revenido, que facilita a solução de carbonetos e elementos de liga nos aços liga (Chiaverini, 1986).

2.2.2 Têmpera

A têmpera consiste no resfriamento rápido do aço a partir de uma temperatura de austenitização acima da sua temperatura crítica superior (aproximadamente 50 °C acima), em um meio com óleo, água, ar ou outros meios de composição química especial, para controle da taxa de resfriamento, com o objetivo de obter uma estrutura metaestável martensítica, evitando a formação de ferrita, perlita e bainita que são constituintes de dureza menor que a martensita.

Após a transformação martensítica, que se forma quase que instantaneamente durante o resfriamento, ainda permanece alguma quantidade de austenita residual. A martensita constitui-se na forma de agulhas, que crescem com velocidade muito elevada (Novikov, 1994).

Segundo Callister (2016) a transformação da austenita em martensita ocorre sem difusão, por cisalhamento da estrutura.

Somente é possível obter as melhores propriedades de um aço que foi temperado e revenido se um alto teor de martensita tiver sido convertida. A formação de qualquer perlita e/ou bainita resultará em uma combinação que não é a melhor combinação de características mecânicas. A transformação da austenita se dará ao longo de uma faixa de temperaturas, produzindo uma possível variação da microestrutura e das propriedades em função da posição no interior de uma amostra (Callister, 2013).

O teor de carbono e elementos de liga está intimamente ligada a temperabilidade de um aço, a qual é a habilidade de uma liga transformar-se em martensita como resultado de um tratamento térmico.

A temperabilidade do aço liga AISI 4340, o qual é objeto deste estudo, está representada no diagrama de transformação isotérmica apresentada na Figura 1.

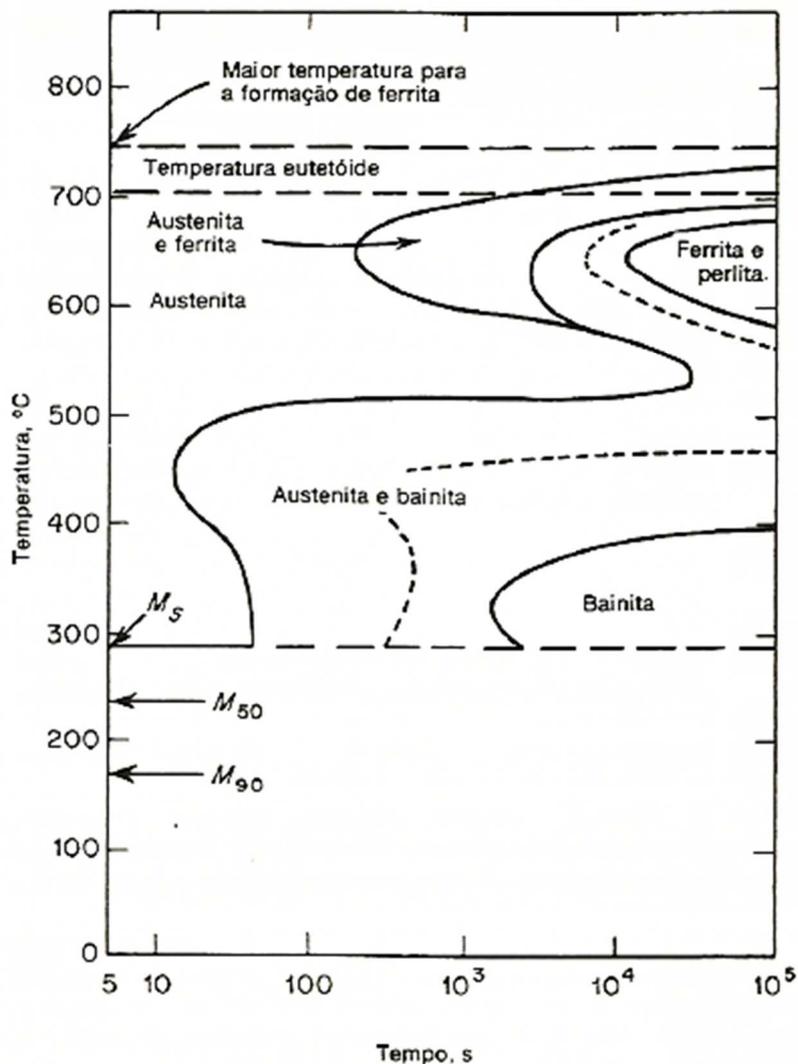


Figura 1 – Diagrama de transformação isotérmica do aço AISI 4340 (Reed-Hill, 1982).

Uma característica importante do diagrama de transformação isotérmica do aço AISI 4340 é que tanto a transformação perlítica como a bainítica exibem cotovelos. No cotovelo superior, observa-se no diagrama que o tempo mínimo necessário para formar uma quantidade visível de ferrita proeutetóide é de 200 s a 650 °C; logo abaixo desta temperatura, o tempo mínimo para formar perlita é de pouco mais de 1800 s. Da mesma forma, o tempo mínimo para a formação de bainita é de aproximadamente 10 s a 450 °C (Reed-Hill, 1982).

Na Figura 2 está representado o diagrama de transformação no resfriamento contínuo do aço liga AISI 4340. Observa-se que qualquer resfriamento capaz de trazer o aço até a temperatura ambiente em menos de 90 s produz uma estrutura martensítica (Reed-Hill, 1982).

No aço objeto desta pesquisa, AISI 4340, os elementos de liga facilitam a têmpera retardando o início das transformações perlítica e bainítica.

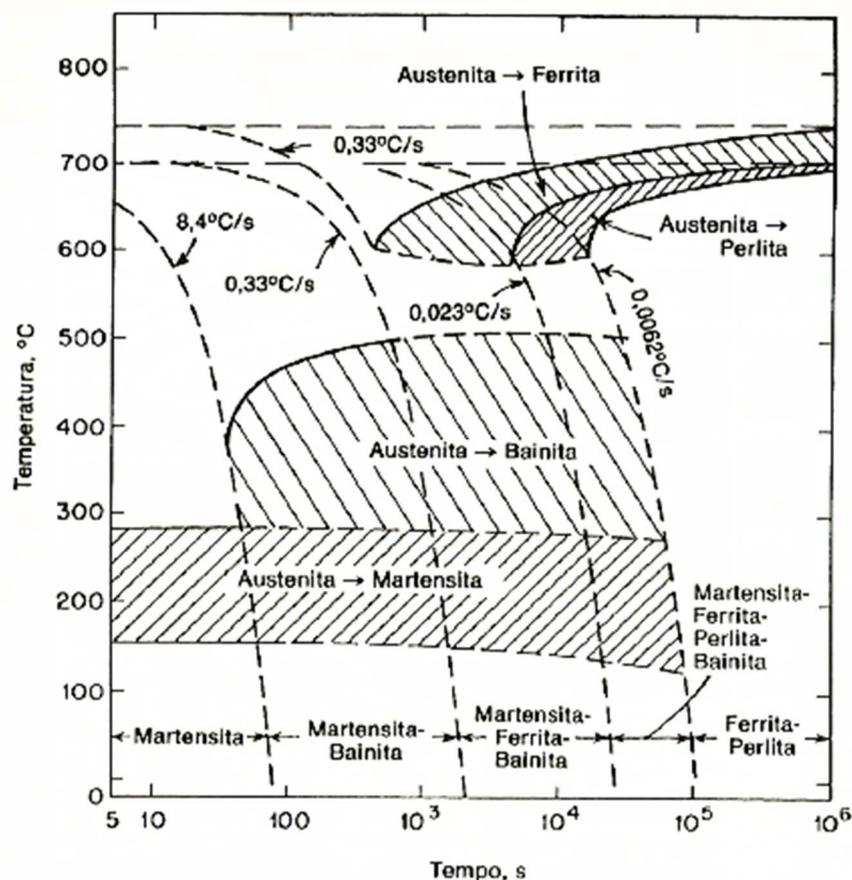


Figura 2 – Diagrama de transformação no resfriamento contínuo do aço AISI 4340 (Reed-Hill, 1982).

O resfriamento muito rápido produz modificações estruturais muito intensas levando a um grande aumento da dureza, da resistência à tração e da resistência ao desgaste, ao mesmo tempo em que sofre uma considerável redução da ductilidade e surgimento de tensões internas em grande intensidade. Essas tensões internas são de naturezas estruturais e térmicas (Chiaverini, 1986).

Segundo Chiaverini (2005), na têmpera, durante o resfriamento, ocorrem gradientes de temperatura severos entre a superfície e o centro da peça. Quanto mais

severo for o meio da têmpera, para uma mesma amostra, maiores serão os gradientes, que são responsáveis pelo surgimento de tensões internas devido à contração do material durante o resfriamento, à expansão associada com a transformação martensítica e às mudanças bruscas de secção e outros concentradores de tensões. Estas tensões podem gerar deformação plástica no material, trincas internas e tensões residuais.

A estrutura que permite combinar excelentes propriedades de resistência e tenacidade é a martensítica revenida.

A martensita é uma solução sólida supersaturada de carbono apresentada na forma tetragonal de corpo centrado (TCC), que é uma forma distorcida do ferro cúbico de corpo centrado (CCC) (Callister, 2013).

2.2.3 Revenimento

Os aços que sofreram têmpera possuem estrutura predominantemente martensítica. Segundo Reed-Hill (1982), uma estrutura quase que completamente martensítica é extremamente frágil e também muito propícia ao surgimento de trincas oriundas da têmpera, quando deixada na temperatura ambiente. Um tratamento térmico de revenimento melhora as propriedades físicas dos aços temperados. No revenimento, o aço é aquecido até uma temperatura inferior à eutetóide, nela mantido durante um certo tempo e, a seguir, resfriado até a temperatura ambiente. O objetivo do revenimento é permitir que processos de difusão produzam uma estrutura dimensionalmente mais estável e menos frágil.

Os aços carbono temperado se caracterizam não apenas pela elevada dureza, mas também pela tendência muito grande à fratura frágil. Durante a tempera surgem tensões residuais significativas. Por isso, a tempera como operação final, embora possa oferecer alta resistência, não é utilizada. Para elevação da tenacidade e diminuição das tensões residuais, utiliza-se o revenido após a têmpera (Novikov, 1994).

O revenimento tem o objetivo de atenuar ou corrigir os inconvenientes ocorridos na têmpera como o estado de altas tensões e a distorção do reticulado. Uma vez que a martensita possui dureza extremamente elevada, o revenimento atenua a dureza, diminuindo a fragilidade e conseqüentemente melhorando a ductilidade e a resistência

ao choque. Portanto, o revenimento restabelece parte das propriedades perdidas, sem afetar consideravelmente aquelas adquiridas pela têmpera (Chiaverini, 2005; Colpaert, 2008).

Durante o revenimento ocorrem alterações macroestruturais que afetam bastante as propriedades mecânicas do aço. As variações de dureza são função do tempo e da temperatura do revenimento.

O revenimento é um tratamento térmico que se faz reaquecendo a peça temperada, geralmente numa faixa de temperatura entre 150 °C e 600 °C. Após o aquecimento, as peças permanecem na temperatura determinada durante um intervalo de tempo suficiente para que ocorram as transformações necessárias à recuperação de parte da ductilidade e da tenacidade perdidas na têmpera, sendo depois resfriadas até a temperatura ambiente.

No revenimento o material é aquecido a uma temperatura abaixo da de austenitização e mantido nesta temperatura pelo tempo determinado para a obtenção das propriedades mecânicas desejadas, que dependem do tempo e da temperatura.

O revenimento a baixa temperatura reduz consideravelmente as tensões internas sem alterar as características básicas da martensita. Além do efeito da temperatura de revenimento a força da estrutura martensítica é dominada pelo teor de carbono e pela faixa de temperatura de início e término da transformação da martensita (Lee *et al.*, 1997).

A martensita revenida na faixa de temperatura de 120 a 250 °C é denominada baixo revenido, cujo objetivo é a diminuição de tensões residuais de têmpera. A escolha da temperatura se dá quando deseja-se que a dureza e a resistência ao desgaste não diminuam. A exposição na temperatura de baixo revenido geralmente não ultrapassa 1 ou 3 horas (Novikov, 1994).

Portanto, a alteração das propriedades, dependem do tempo e da temperatura de revenimento. As Figuras 3 e 4, mostram para o aço liga AISI 4340, a variação da resistência à tração e a dureza em relação à temperatura de revenimento para os tempos de 2 h e 48 h, respectivamente, indicando que a resistência e a dureza diminui com a temperatura de revenimento e com o aumento do tempo de permanência, entretanto o efeito da temperatura de revenimento é mais significativo que o tempo (Lee *et al.*, 1997).

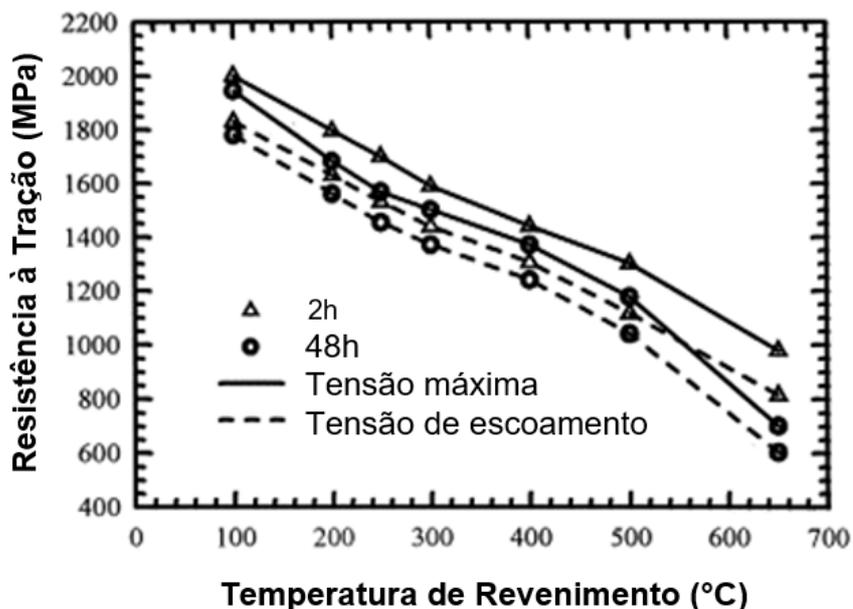


Figura 3 – Variação da tensão máxima e da tensão de escoamento em função da temperatura de revenimento para 2 h e 48 h (Adaptado Lee *et al.*, 1997).

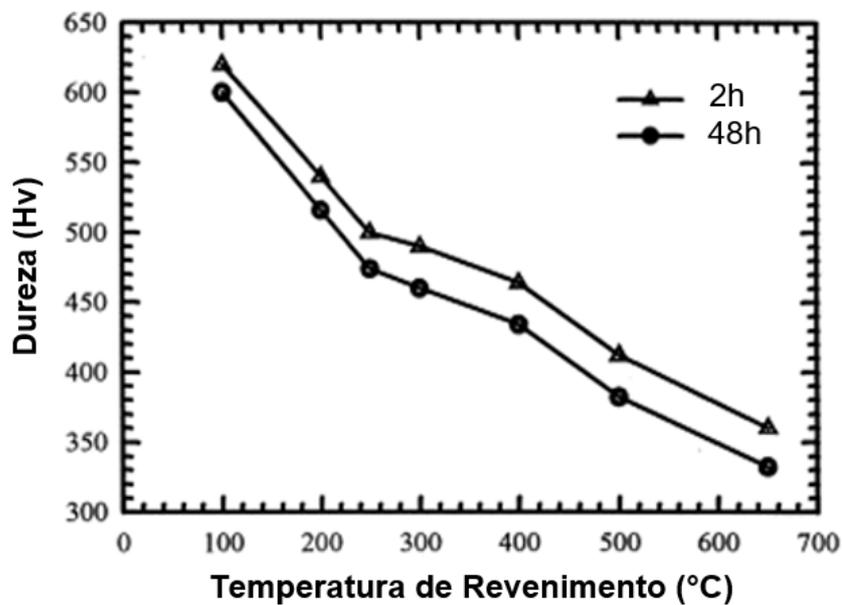


Figura 4 – Variação da dureza em função da temperatura de revenimento para 2 h e 48 h (Adaptado Lee *et al.*, 1997).

No revenimento existe uma faixa de temperatura que deve ser evitada na qual a tenacidade é muito prejudicada. Este fenômeno é chamado de fragilidade do revenido.

O efeito da temperatura de revenimento na fragilização da martensita revenida que ocorre entre 250 a 400 °C, pode ser explicada da seguinte forma: a quantidade de carbonetos que precipitam nos contornos de grãos em temperaturas abaixo de 250 °C, não são suficientes para causar a fragilização. Entretanto, acima de 400 °C, aproximadamente, os carbonetos se esferoidizam ocupando uma fração menor do volume do contorno do grão. Conseqüentemente, o aço amolece e sua tenacidade aumenta. A ocorrência da fragilização na precipitação de carbonetos está relacionada à dificuldade do deslocamento das linhas de discordância proporcionado a formação de empilhamentos de discordâncias nos contornos de grãos já fragilizados. Desta forma, os empilhamentos de discordâncias levam ao início da fratura intergranular muito antes de ocorrer a fratura nos grãos vizinhos (Eliaz *et al.*, 2002).

A fragilidade ao revenido é caracterizada pelo aumento da temperatura de transição dúctil-frágil, aumento na quantidade de fratura intergranular causada pela segregação de impurezas (P, Sn, Sb e As) no contorno de grão e pela diminuição da tenacidade (Prete, 2008).

O revenimento a baixa temperatura, entre 150 a 200 °C, melhora a tenacidade da martensita, mantendo a dureza e a resistência a níveis elevados. Em amostras revenidas a baixa temperatura, este aumento na resistência é atribuído ao resultado do aumento na densidade de carbonetos finos de transição no comportamento de endurecimento por deformação das microestruturas martensíticas (Krauss, 1995).

Segundo ASM Handbook, 1991, a temperatura de austenitização para o tratamento térmico de têmpera do aço AISI 4340, com o propósito de dissolver totalmente os carbonetos e evitar o crescimento excessivo do grão austenítico, consiste em aquecer o material entre 800 a 845 °C, com tempo de permanência na temperatura por 15 min por 1 pol de seção, sendo 15 min o tempo mínimo, seguido de resfriamento rápido em óleo de têmpera com temperatura controlada de 25 a 60 °C (ASM Handbook, 1991).

A normalização se dá com o aquecimento do material entre 870 a 925 °C e com tempo de permanência na temperatura por no mínimo 1 h ou de 15 a 20 min por 1 pol de espessura de seção, e no final resfriar ao ar. O ASM Handbook (1991) recomenda a temperatura de 870 °C para o AISI 4340.

Após o tratamento térmico de têmpera, é recomendado realizar revenimento, que por sua vez, pode ser realizado em uma vasta faixa de temperatura e tempo, variando desde 100 a 650 °C e tempo de 1 a 48 h. O ASM Handbook (1991)

recomenda para o AISI 4340 a faixa de temperatura de 455 a 650 °C, pelo tempo mínimo de 2 h e no final resfriar ao ar. Também recomenda execução de duplo revenimento para melhorar a tensão de escoamento e as propriedades de impacto. Farahmand (1997) apresentou uma correlação da tensão de escoamento com o valor da tenacidade à fratura para diversos materiais. Para o aço AISI 4340 com tensão de escoamento de 240 Ksi (1650 MPa), K_{IC} é igual a 55 Ksi.in^(1/2) (60,4 MPa.m^(1/2)), esta referência foi tomada como base para determinação da estimativa destas propriedades neste estudo. Lee *et al.* (1997) estudaram as propriedades mecânicas do aço AISI 4340 temperado e revenido para várias faixas de temperatura e tempo de revenimento de 2 e 48 h e plotaram os resultados no gráfico da Figura 3. Como pode ser observado, para atingir a tensão de escoamento (σ_{esc}) de 1650 MPa, foi realizado o revenimento a 180 °C por 2 h. Para este parâmetro de revenimento a dureza obtida foi de 550 Hv, aproximadamente 53 HR_C, (Figura 4).

Baseado nos estudos realizados por Lee *et al.* (1997) e por Farahmand (1997) foram definidas para esta pesquisa as propriedades mecânicas: $\sigma_{esc} = 1650$ MPa, dureza de 550 Hv (53 HR_C) e $K_{IC} = 60,4$ MPa.m^(1/2).

2.3 Mecânica da Fratura

A ocorrência de falhas de estruturas solicitadas por níveis de tensões bastante abaixo dos valores admissíveis de projeto, as quais não podiam ser explicadas pelos processos de cálculos estrutural da época, motivaram o início dos estudos a respeito da mecânica da fratura. O modo de falha comum nestes casos era a propagação instável de uma trinca, sem que tivessem ocorrido apreciáveis deformações plásticas, ou seja, com pequena absorção de energia no processo de fratura. O processo de ruptura do material dar-se-á pelo crescimento de uma descontinuidade (trinca), que pode ser um defeito intrínseco do material originado no processo de fabricação, como trincas de tratamento térmico, defeitos de soldagem, fundição, etc. A trinca também pode ser desenvolvida devido à solicitação dinâmica, como na nucleação de trincas de fadiga (Rosa, 2002).

A teoria da mecânica da fratura iniciou-se com Griffith na Instituição Real de Aviação (Royal Aircraft Establishment) no Reino Unido com a ajuda do matemático Professor Inglis, mas o maior desenvolvimento ocorreu no Laboratório de Pesquisa

Naval (Naval Research Laboratory), em 1950 nos Estados Unidos por George Irwin (Farahmand, 1997).

Com o desenvolvimento dos estudos da mecânica da fratura, o seu uso passou a ser cada vez mais generalizada com o fato de permitir quantificar de uma forma bastante precisa os níveis admissíveis em que um componente com trincas pode operar, sem que venha a falhar. É quase impossível assegurar que não ocorram defeitos internos no material, durante o processo de fabricação. A mecânica da fratura também é aplicada nos casos em que um componente ou estrutura possui o seu peso reduzido, como por exemplo, os da indústria aeronáutica, elevando, portanto, as tensões de operação que sob uma carga dinâmica é certo que este nível de tensão provocará o desenvolvimento de trincas de fadiga, que irão crescer até levar à falha final. A mecânica da fratura permite prever a velocidade de crescimento das fissuras, de modo que é possível estabelecer uma política de inspeção e de manutenção, com intervalos de inspeção obtidos de forma que uma trinca eventual não atinja o tamanho crítico, sem que antes seja detectada em uma inspeção (Rosa, 2002).

Segundo Rosa (2002) a fratura pela propagação de trincas pode ser induzida de várias maneiras, como pela aplicação de cargas lentas, de impacto, por fadiga, devido a gradientes de temperatura ou ainda por deformações dependentes do tempo.

A fratura não pode ocorrer a menos que a tensão no nível atômico exceda a força de coesão do material. Então, as fissuras devem diminuir a força global aumentando a tensão localmente (Anderson, 2005).

As limitações dos conceitos tradicionais de resistência dos materiais quanto à presença de trinca em materiais relativamente frágeis são resolvida pela Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE). A Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) estende a aplicação dos critérios da MFLE para materiais dúcteis, nos quais uma zona plástica de tamanho significativo em relação às dimensões da peça invalida as considerações de tensões elásticas na ponta da trinca controlando o processo de fratura. Estas considerações podem ser observadas na Figura 5 (Medina, 2014).

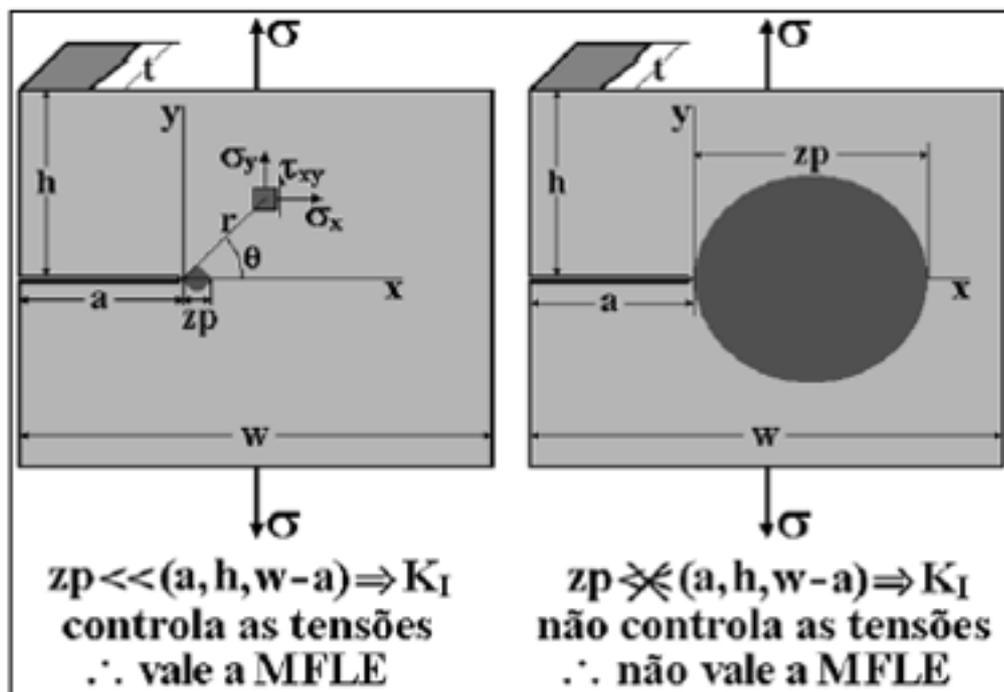


Figura 5 – Limite de aplicação da MFLE (Medina, 2014).

Segundo Anderson (2005), a primeira evidência quantitativa para o resultado da concentração de tensão da trinca foi fornecida por Inglis, que analisou furos elípticos em placas planas. Suas análises incluíram um furo elíptico $2a$ de comprimento por $2b$ de largura com uma tensão aplicada no sentido perpendicular do eixo maior da elipse (Figura 6). Ele assumiu que o furo não foi influenciado pela dimensão da placa, ou seja, placa com comprimento muito maior que $2a$ e largura muito maior que $2b$. A tensão na ponta do eixo maior (ponto A) é dada por:

$$\sigma_A = \sigma \left(1 + \frac{2a}{b} \right) \quad (1)$$

Onde:

σ_A = Tensão máxima no ponto A;

σ = Tensão global;

$2a$ = Eixo maior da elipse;

$2b$ = Eixo menor da elipse.

A razão σ_A/σ é definida como fator de concentração de tensão (K_t). Quando $a=b$, o furo é circular e $K_t = 3.0$, um resultado bem conhecido que pode ser encontrado na maioria dos livros de resistência dos materiais.

Quando o eixo maior, a , aumenta em relação ao eixo b , o furo elíptico começa a assumir uma aparência de uma trinca. Para este caso, Inglis achou ser mais apropriado expressar a Equação 1 em termos do raio do fundo da trinca (ρ):

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

Onde:

$$\rho = \frac{b^2}{a} \quad (3)$$

Quando “ a ” é muito maior que “ b ”, a Equação 2 torna-se:

$$\sigma_A = 2\sigma \sqrt{\frac{a}{\rho}} \quad (4)$$

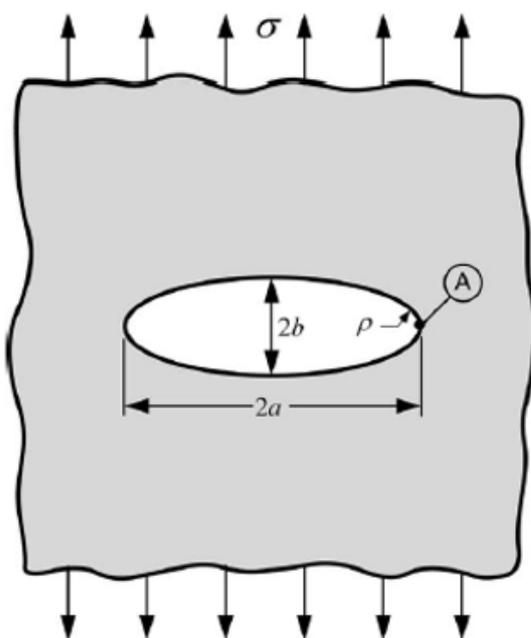


Figura 6 – Furo elíptico em uma placa plana (Anderson, 2005).

Nota-se na Equação 4 que se $p \Rightarrow 0$, $\sigma_A \Rightarrow \infty$. Este resultado causou preocupação quando foi descoberto pela primeira vez, porque nenhum material é capaz de resistir a tensão infinita. Um material que contenha uma trinca muito fina deverá, teoricamente, falhar sobre a aplicação de uma carga infinitesimal. O paradoxo da trinca muito fina motivou Griffith a desenvolver a teoria da fratura baseada na energia em vez da tensão local (Anderson, 2005).

A teoria de fratura de Griffith baseia-se na teoria da elasticidade e se aplica apenas aos materiais que obedecem à lei de Hooke até o momento da fratura. (Farahmand, 1997). Este modelo baseia-se num balanço de energia global, que para ocorrer a fratura, a energia armazenada na estrutura deverá ser suficiente para superar a energia superficial do material. Uma vez que a fratura envolve a ruptura de ligações, a tensão no nível atômico deverá ser igual à tensão de coesão (que mantem as ligações). Esta intensificação de tensão local pode ser proporcionada por falhas no material (Anderson, 2005).

Portanto, a tensão de fratura pode ser determinada pela Equação de balanço de energia para um incremento infinitesimal de área da trinca dA , sob condições de equilíbrio, podendo ser explicada da seguinte forma: considerando uma placa submetida a uma tensão constante σ a qual contém uma trinca com $2a$ de comprimento (Figura 7), assumindo que a largura da placa é muito maior que $2a$ e que prevaleça o estado plano de tensão. Para aumentar o tamanho da trinca, deverá estar disponível na placa energia potencial suficiente para superar a energia total necessária para romper as ligações numa área unitária. A mudança na energia armazenada com a formação da trinca é insensível ao raio do entalhe, tanto quanto a é muito maior que b ; Assim, o modelo de Griffith implica que a tensão de fratura é insensível ao raio ρ e válida somente para sólidos idealmente frágeis (Anderson, 2005).

A Equação 5 estabelece relações entre a tensão aplicada e o comprimento da trinca e fornece a tensão necessária para propagar uma trinca em um material frágil em função do tamanho da trinca. Observa-se pela Equação que a tensão é inversamente proporcional à raiz quadrada do comprimento da trinca, portanto um aumento de quatro vezes no comprimento da trinca corresponderá a uma redução na tensão de fratura pela metade (Garcia *et al.*, 2012).

$$\sigma = \sqrt{\frac{2 E \gamma_s}{\pi a}} \quad (5)$$

Onde:

γ_s = energia superficial específica;

E = módulo de elasticidade;

a = metade do comprimento da trinca.

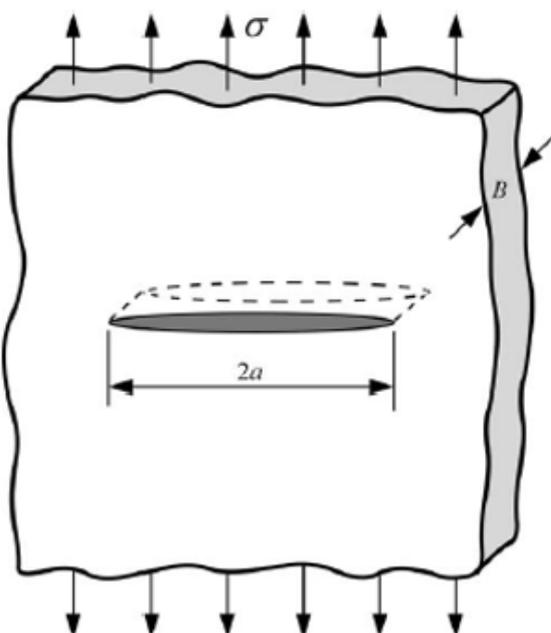


Figura 7 – Trinca através da espessura de uma placa plana infinita submetida a tensão de escoamento (Anderson, 2005).

Anderson (2005) diz que Irwin e Orowan, de forma independente, modificaram a expressão de Griffith para considerar materiais capazes de plastificar (elasto-plástico).

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2E(\gamma_s + \gamma_p)}{\pi a}} \quad (6)$$

Onde:

γ_p = trabalho plástico por unidade de área da superfície criada.

Ou então, de forma mais geral considerando qualquer tipo de dissipação de energia:

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2Ew_f}{\pi a}} \quad (7)$$

Onde, W_f é a energia de fratura, que pode incluir efeitos de plasticidade.

A energia da fratura também pode ser influenciada por trincas em forma de ramificações e de zig-zag, a qual aumenta a superfície da área. A correspondente energia de fratura para vários tipos de materiais, estão ilustrados na Figura 8 (Anderson, 2005).

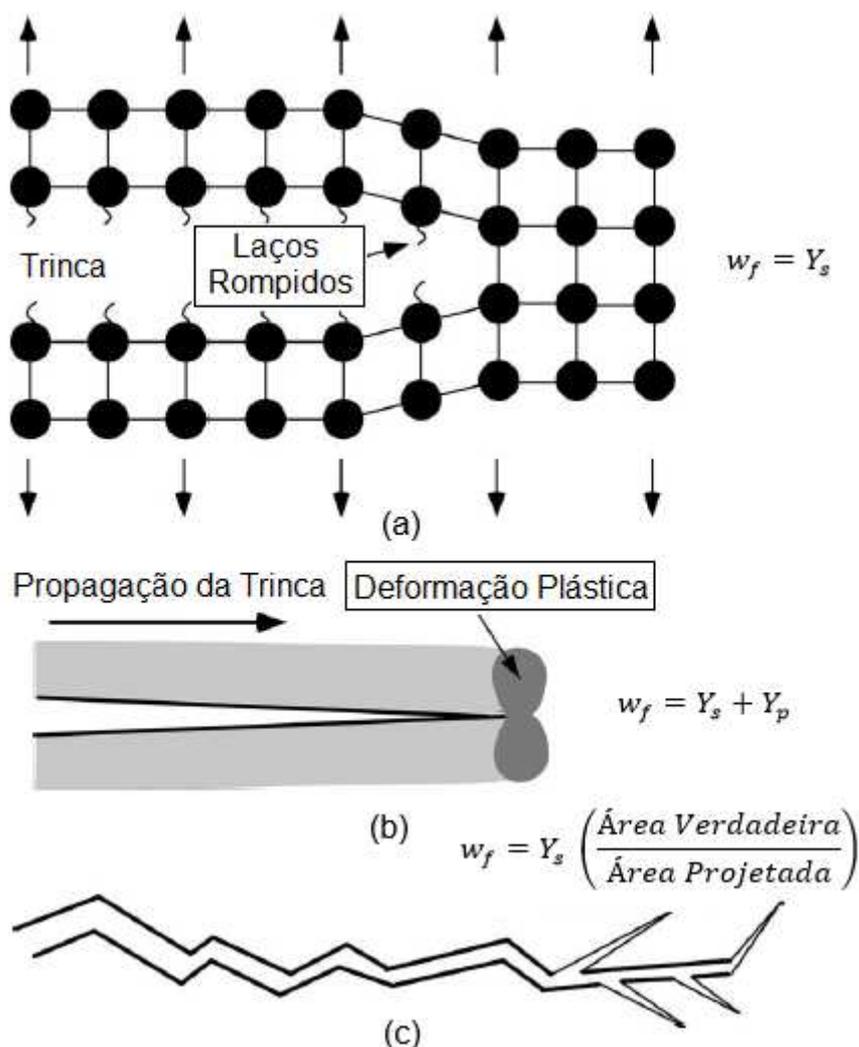


Figura 8 – Propagação de trinca em vários tipos de materiais com a correspondente energia de fratura. (a) Material idealmente frágil. (b) Material elasto-plástico quase frágil. (c) Material frágil com trinca ramificada (Adaptado Anderson, 2005).

As equações de Griffith não funcionam para metais dúcteis, onde a energia de fratura é algumas ordens de grandeza maior que a energia de superfície (Fortes, 2003).

Uma trinca pode ser submetida a três diferentes modos de carregamento, sendo identificado como modo de carregamento por abertura, por cisalhamento e por rasgamento, que estão associados a um fator de intensidade de tensões, K_I , K_{II} e K_{III} , respectivamente, (Figura 9) (Soares, 1997).

O modo I de abertura (mode I) é caracterizado pelo deslocamento perpendicular da carga aplicada em relação ao plano da trinca (Broek, 1982).

O modo II de abertura da trinca (mode II), denominado modo de cisalhamento ou de deslizamento é caracterizado pelo deslocamento paralelo da carga aplicada em relação ao plano da trinca (Farahmand, 1997).

O modo III de rasgamento (mode III) é caracterizado pelo deslocamento paralelo da carga aplicada em relação ao plano da trinca e perpendicular a direção de propagação da trinca.

Segundo Broek (1982), o modo I é mais importante.

O valor crítico do fator de intensidade de tensões do modo I (K_I) é representado por K_{IC} que é uma propriedade do material, o qual é denominado de tenacidade à fratura (Miranda, 2003).

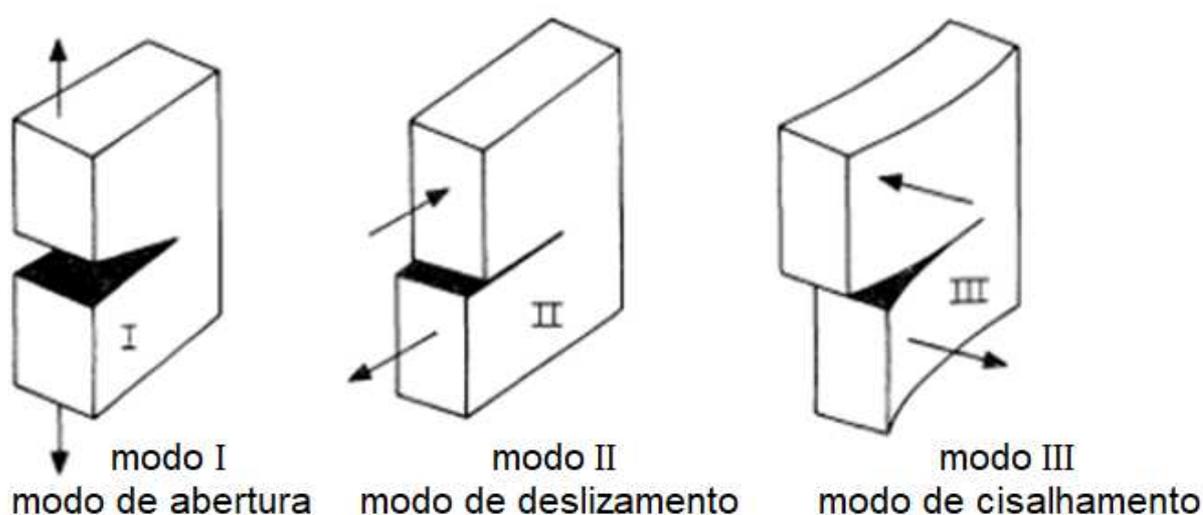


Figura 9 – Três modos de abertura de trinca (Adaptado Broek, 1982).

Muitas situações de engenharia envolvem materiais frágeis com entalhes cegos, ou seja, entalhes que não são afiados o suficiente para serem usados para prever cargas de fraturas pela Mecânica da Fratura Linear Elástica (LEFM). Nestas circunstâncias, alguns pesquisadores têm proposto vários critérios de falha empírico para estimar a carga máxima que a amostra pode suportar (Gómez *et al.*, 2006).

Gómez *et al.* (2006) estabeleceram critérios para previsão das cargas de ruptura de amostra frágil ou quase frágil com entalhe em “U”, onde a mecânica de fratura linear elástica não é aplicável, porque os entalhes cegos (não afiados), não exibem singularidades de tensão. Os testes de fratura realizados apresentaram resultados satisfatórios entre as previsões numéricas e os resultados experimentais, os quais podem ser utilizados como referência para o critério proposto. Gómez *et al.* (2006) verificaram que, para componentes frágeis, com entalhes em “U”, e carregado em modo I, o critério de falha pode ser reformulado em uma expressão simples e precisa que permite a previsão das cargas de fratura.

Todos os resultados do experimento realizado por Gómez *et al.* (2006) compartilharam das seguintes características: A resposta do material foi linear elástica até a ruptura, todas as amostras foram fabricadas com entalhe em “U”, com diferentes raios e o carregamento foi realizado no modo I, através de ensaio de flexão em três pontos.

Uma vez que o critério proposto por Gómez para determinação de K_{Ic} foi aplicado em matérias frágeis e resposta linear elástica até a ruptura, e sendo o material adotado nesta pesquisa dúctil, decidiu-se utilizar o material no estado menos dúctil possível, sendo adotado os parâmetros de tratamento térmico descrito na seção 2.2.3.

No caso de carregamento de modo I, é possível associar a tensão principal máxima na ponta do entalhe, σ_m , ao fator de intensidade de tensão generalizado, definido para os entalhes em “V” (afiado). Para os entalhes em “U”, torna-se K^U , o fator de intensidade de tensão generalizado, onde, K_t é o fator de concentração de tensão do entalhe (uma função do raio e da profundidade do entalhe, bem como da geometria da amostra) e σ_{NC} , a tensão nominal crítica localizada na superfície do CP oposta ao entalhe (Gómez *et al.*, 2006). σ_{NC} ocorre no momento da fratura do CP.

O fator concentrador de tensão (K_t) corrige a tensão nominal para a tensão máxima percebida pelo corpo na raiz do entalhe. Pilkey (2008) descreve os fatores de concentração de tensão como bruto (K_{tg}) e líquido (K_{tn}), conforme as Equações 8 e 9.

$$K_{tg} = \frac{\sigma_{m\acute{a}x}}{\sigma_{nom.}} \quad (8)$$

$$K_{tn} = \frac{\sigma_{m\acute{a}x}}{\sigma_{net}} \quad (9)$$

Onde, segundo Pilkey (2008):

σ_{nom} = tensão nominal ou tensão normal de referência;

σ_{net} = tensão nominal da área resistente líquida.

Carvalho (2018), percebeu que as equações para determinação de K_t propostas por Peterson (Pilkey, 2008) não alcançavam as proporções dos corpos de prova utilizados em seus trabalhos. Sendo assim, Carvalho op.cit. através do método de elementos finitos, desenvolveu o conjunto de equações apresentadas nas Tabelas 1 e 2 referente ao concentrador de tensão bruto (K_{tg}) e líquido (K_{tn}), respectivamente.

Tabela 1 – Equações obtidas pela regressão das curvas de K_{tg} para a relação ρ/d para flexão (Carvalho, 2018).

H/d	K_{tg}	Validade	R^2
1.11	$2.9290 + \frac{28.4404}{1 + \left(\frac{\rho/d}{0.0018}\right)^{0.9569}}$	$(0.0028 \leq \rho/d \leq 0.0333)$	0.9964
1.25	$4.2537 + \frac{38.2370}{1 + \left(\frac{\rho/d}{0.0023}\right)^{1.0087}}$	$(0.0031 \leq \rho/d \leq 0.0375)$	0.9995
1.43	$4.3596 + \frac{72.7996}{1 + \left(\frac{\rho/d}{0.0013}\right)^{0.8453}}$	$(0.0036 \leq \rho/d \leq 0.0429)$	0.9997
1.67	$5.7846 + \frac{92.4593}{1 + \left(\frac{\rho/d}{0.0016}\right)^{0.8651}}$	$(0.0042 \leq \rho/d \leq 0.0500)$	0.9999
2,00	$7.4606 + \frac{136.7875}{1 + \left(\frac{\rho/d}{0.0016}\right)^{0.8374}}$	$(0.0050 \leq \rho/d \leq 0.0600)$	0.9999
2,50	$11.5285 + \frac{167.0494}{1 + \left(\frac{\rho/d}{0.0025}\right)^{0.8898}}$	$(0.0062 \leq \rho/d \leq 0.0750)$	0.9998
3,33	$19.3960 + \frac{271.1861}{1 + \left(\frac{\rho/d}{0.0030}\right)^{0.9011}}$	$(0.0081 \leq \rho/d \leq 0.1000)$	0.9995

Tabela 2 – Equações obtidas pela regressão das curvas de K_{tn} para a relação ρ/d para flexão (Carvalho, 2018).

H/d	K _{tn}	Validade	R ²
1.11	$2.2901 + \frac{24.2973}{1 + \left(\frac{\rho/d}{0.0017}\right)^{0.9230}}$	$(0.0028 \leq \rho/d \leq 0.0333)$	0.9987
1.25	$2.9290 + \frac{28.4404}{1 + \left(\frac{\rho/d}{0.0018}\right)^{0.9569}}$	$(0.0031 \leq \rho/d \leq 0.0375)$	0.9995
1.43	$2.1382 + \frac{35.6133}{1 + \left(\frac{\rho/d}{0.0013}\right)^{0.8459}}$	$(0.0036 \leq \rho/d \leq 0.0429)$	0.9997
1.67	$2.0890 + \frac{33.0529}{1 + \left(\frac{\rho/d}{0.0017}\right)^{0.8674}}$	$(0.0042 \leq \rho/d \leq 0.0500)$	0.9999
2,00	$1.8626 + \frac{34.3721}{1 + \left(\frac{\rho/d}{0.0016}\right)^{0.8362}}$	$(0.0050 \leq \rho/d \leq 0.0600)$	0.9999
2,50	$1.8417 + \frac{26.8354}{1 + \left(\frac{\rho/d}{0.0025}\right)^{0.8884}}$	$(0.0062 \leq \rho/d \leq 0.0750)$	0.9998
3,33	$1.7446 + \frac{24.4275}{1 + \left(\frac{\rho/d}{0.0030}\right)^{0.9007}}$	$(0.0081 \leq \rho/d \leq 0.1000)$	0.9995

O fator de intensidade de tensão generalizado, quando a carga de fratura atinge um valor crítico (K_C^U), é apresentada a seguir pela Equação de Creager-Paris:

$$K_C^U = K_t \sigma_{NC} \sqrt{\pi \frac{\rho}{4}} \quad (10)$$

Onde:

$$\sigma_{NC} = \frac{3F(L_1 - L_2)}{2 B W^2} \quad (11)$$

ρ = raio no fundo do entalhe;

K_C^U = fator de intensidade de tensão generalizado crítico;

K_t = fator de concentração de tensão;

σ_{NC} = tensão nominal crítica para corpo de prova de flexão em quatro pontos;

W = altura do CP;

F = carga de fratura;

B = espessura do CP;

L₁ = distância entre os roletes do suporte de apoio;

L₂ = distância entre os roletes do suporte de carregamento.

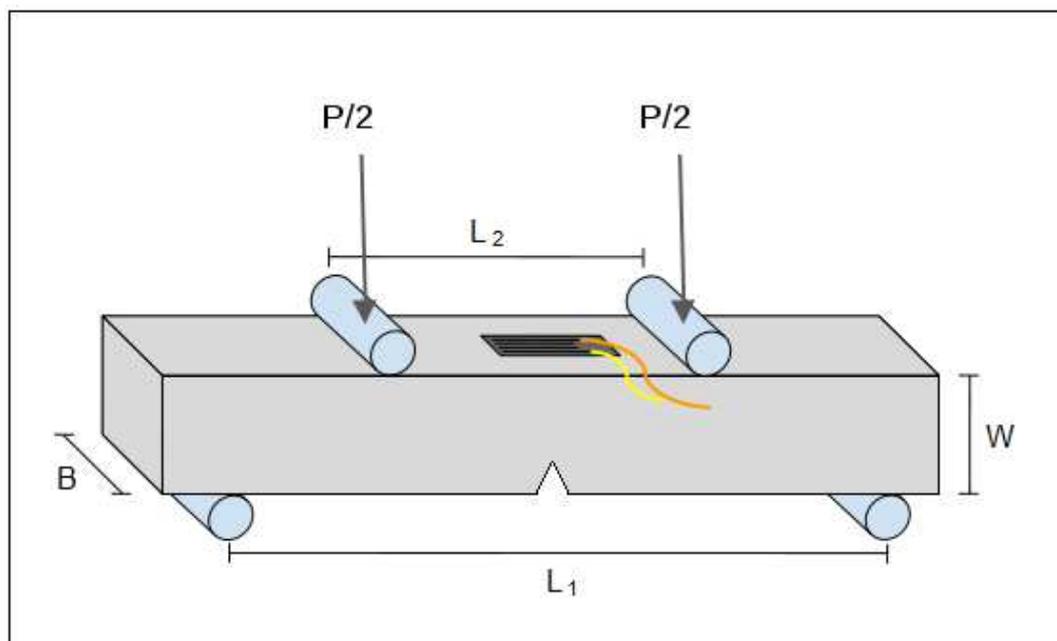


Figura 10 – Exemplo de corpo de prova de flexão em quatro pontos com extensômetro (Adaptado Carvalho e Silva, 2017).

O fator de intensificação de tensão quando a carga de fratura atinge um valor crítico (K_{IC}), para entalhes singulares, onde o raio r na ponta da trinca pode ser desprezível, carregados no modo I, foi obtida por Irwin em 1958 e é dada pela Equação 12.

Onde:

$$K_{IC} = \sigma_{NC} \sqrt{\pi a} F\left(\frac{a}{w}\right) \quad (12)$$

K_{IC} = fator de intensidade de tensão crítico;

a = comprimento do entalhe;

$F\left(\frac{a}{w}\right)$ = função que corrige o fator de intensidade de tensão para dimensões finitas.

Gómez *et al.* (2006) estabeleceram um critério de fratura simplificado, embora preciso, para amostras de materiais frágeis com entalhes em “U” através da relação entre o fator de intensidade de tensão generalizado crítico, K_C^U , (que é uma função da carga de ruptura e da geometria da amostra) e a tenacidade à fratura do material, K_{IC} , a qual é função de ρ (raio na raiz do entalhe) e do comprimento característico l_{ch} (que por sua vez é uma função de K_{IC} e da tensão de ruptura σ_{rup}) Com este critério é possível corrigir K_C^U obtendo o K_{IC} verdadeiro.

$$\frac{K_C^U}{K_{IC}} = \sqrt{1 + \frac{\pi \rho}{4 l_{ch}}} \quad (13)$$

Onde:

$$l_{ch} = \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{rup}} \right)^2 \quad (14)$$

l_{ch} = comprimento característico;

σ_{rup} = tensão de ruptura.

2.4 Ensaio de Tenacidade à Fratura

O ensaio de tenacidade à fratura permite compreender o comportamento dos materiais que contêm trincas ou defeitos intrínsecos pela análise da tensão máxima que um material pode suportar na presença desses defeitos. O ensaio consiste na aplicação de uma carga de tração ou flexão em um corpo de prova fabricado com um entalhe e uma pré-trinca obtida por fadiga, induzindo uma região de triaxialidade ou de concentração de tensões. O ensaio permite determinar o fator de intensificação de tensão que causa o crescimento da trinca e a consequente fratura do material. Os resultados do ensaio são influenciados pela geometria do corpo de prova, pelas propriedades do material e pelo fator de concentração de tensão (K_t) (Garcia *et al.*, 2012).

Tenacidade é a capacidade de um material absorver energia e se deformar plasticamente até a ruptura (Callister, 2013).

Chiaverini (2005) define tenacidade como a capacidade do material deformar-se antes de fraturar ou como a capacidade do material absorver considerável quantidade de energia sem romper.

Tenacidade à fratura é uma propriedade que mede a resistência de um material a uma fratura frágil quando uma trinca está presente (Callister, 2013).

Conforme pode ser observado na Figura 11, a área sob a curva tensão x deformação, indica a tenacidade do material a qual é representada pela quantidade de trabalho por unidade de volume que pode ser realizado no material sem causar a fratura (Medina, 2014).

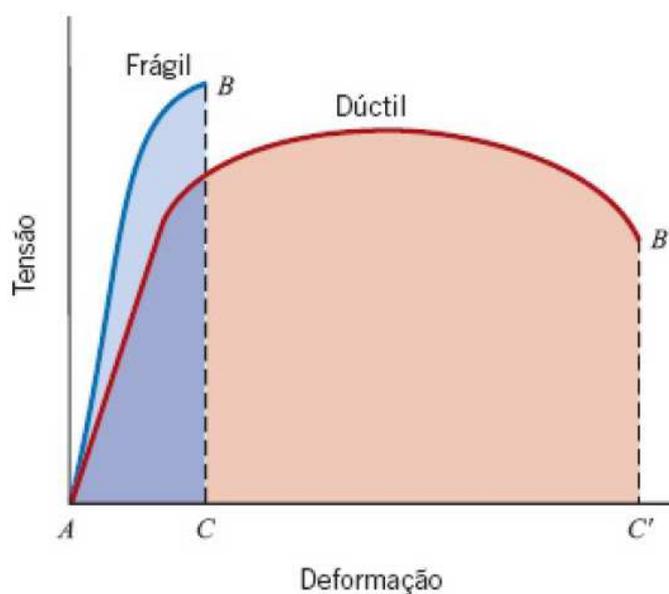


Figura 11 – Representação esquemática do comportamento tensão vs. deformação em tração para metais frágeis e dúcteis carregados até a fratura (Callister, 2013).

A fratura de um material ocorre quando o mesmo não é capaz de suportar a tensão na ponta da trinca. O campo de tensões na ponta da trinca é determinado pelo fator de intensidade de tensão (K_t), que levará à fratura quando o valor de K_t atingir um valor crítico que o material não irá suportar. Cada material apresenta um valor crítico (K_c) que pode ser obtido por meio de ensaios. Este valor crítico, K_c , denomina-se tenacidade à fratura do material (Fonseca, 2011).

Assim a propagação da trinca ocorre quando o fator de intensidade de tensão atinge um valor crítico, estando a falha associada a uma combinação de tensões e

deformações. No estado plano de tensão, este valor crítico é chamado de K_C , que corresponde ao valor máximo do fator de intensidade de tensão, em função da espessura do material. O estado plano de deformação é atingido à medida em que a espessura do material aumenta. Neste momento o valor de K_C torna-se constante passando a ser considerado uma propriedade do material. Como os testes estão relacionados ao modo I, o valor crítico de K_C torna-se K_{Ic} , representando a resistência do material à falha, quando uma trinca está presente (Medina, 2014).

Como os materiais são sensíveis à triaxialidade, existe um efeito de tamanho quando muda de estado plano de tensões para estado plano de deformação. Existem certas características como, por exemplo, o escoamento em materiais dúcteis ou a fratura em materiais frágeis, que geram valores limites para σ e K_I (Fortes, 2003).

Portanto, por definição, K_I e K_{Ic} referem-se à condição de deformação plana. Como as condições de escoamento são influenciadas pelo estado de tensões, esse efeito de tamanho está intimamente relacionado com as restrições de plasticidade. A mecânica da fratura linear elástica (MFLE) aplica-se às trincas ideais com uma ponta de raio igual a zero. Isso significa que um dos requisitos para a determinação adequada de K_{Ic} , é que o corpo de prova tenha uma trinca aguda (Medina, 2014).

Devido à restrição de plasticidade, os corpos de prova devem possuir dimensões suficientemente grandes quando comparadas com o tamanho da zona plástica de tal maneira que quaisquer efeitos da zona plástica possam ser desprezados na análise. Somente os valores de K_{Ic} válidos podem ser denominados de tenacidade à fratura do material sob condições de deformação plana (Fortes, 2003).

Outro requisito é que a região em torno da ponta da trinca deve prever comportamento linear elástico das tensões. Isso significa que a análise de tensões é precisa na medida em que a zona plástica na ponta da trinca permanece pequena e é circundada por uma grande região elástica (Medina, 2014).

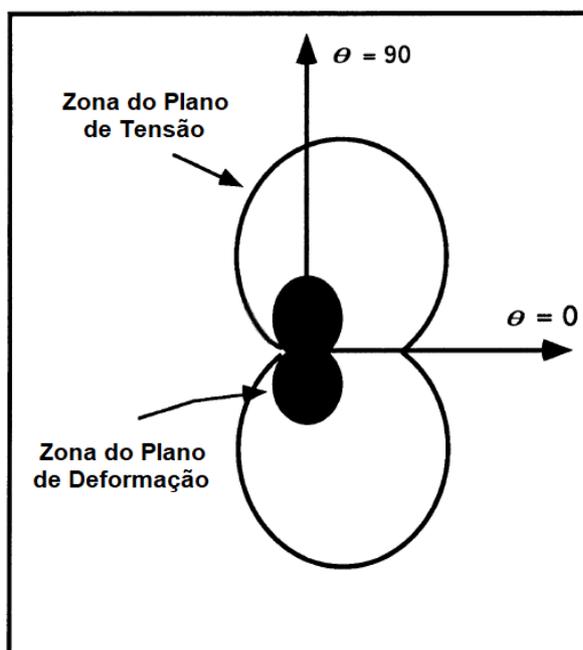


Figura 12 – Demonstração das zonas do plano de tensão e do plano de deformação à frente de uma trinca (Adaptado Farahmand, 1997).

O valor crítico do fator de intensidade de tensão (K_{IC}) pode ser um parâmetro apropriado da Tenacidade à Fratura, quando o material comportar-se de maneira linear elástica antes da falha de modo que a zona plástica seja pequena em comparação com as dimensões do corpo de prova. A norma ASTM E399 (2012) padroniza o método de ensaio de K_{IC} para que os resultados possam ser considerados válidos (Anderson, 2005).

Em atendimento ao requerimento dimensional, a ASTM E399 (2012) recomenda a realização de uma verificação preliminar para validação das dimensões do corpo de prova. As dimensões requeridas para validação de K_{IC} são (Anderson, 2005):

$$a \geq 2,5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{YS}} \right)^2 \quad B \geq 2,5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{YS}} \right)^2 \quad W \geq 5,0 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{YS}} \right)^2 \quad (15)$$

E o tamanho da trinca, a , em relação a largura, W , do CP, deverá atender a proporção:

$$0,45 \leq a/W \leq 0,55 \quad (16)$$

Onde:

a = comprimento da trinca;

B = espessura do corpo de prova;

W = largura do corpo de prova;

K_{IC} = fator de intensificação de tensão;

σ_{YS} = tensão de escoamento do material.

Segundo Farahmand (1997) as relações entre o tamanho da zona plástica na ponta da trinca, r_y e a exigência de tamanho do corpo de prova para garantir a condição elástica do estado plano de deformação em todo o corpo de prova é dada pela Equação 17:

$$r_y = \frac{1}{6\pi} \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{YS}} \right)^2 \quad (17)$$

Uma vez que os corpos de prova satisfaçam os requisitos dimensionais, pode ser verificado que a espessura do corpo de prova é de aproximadamente 47 vezes o raio da zona plástica no estado plano de deformação (r_y). Esta verificação pode ser observada dividindo o comprimento da trinca (a) ou a espessura do corpo de prova (B), Equação 16, pelo raio da zona plástica na ponta da trinca, (r_y), Equação 17 (Farahmand, 1997).

$$\frac{B}{r_y} \approx \frac{2,5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{LE}} \right)^2}{\frac{1}{6\pi} \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{LE}} \right)^2} \approx 2,5(6\pi) \approx 47 \quad (18)$$

Assim o requisito de que a zona plástica esteja contida em um campo de tensões elásticas será atendido (Fortes, 2003).

A norma ASTM E399 (2012) padroniza vários tipos de corpos de prova, sendo os mais utilizados o formato SE(B), de flexão em três pontos e o C(T), compacto, conforme as Figuras 13 e 14, respectivamente.

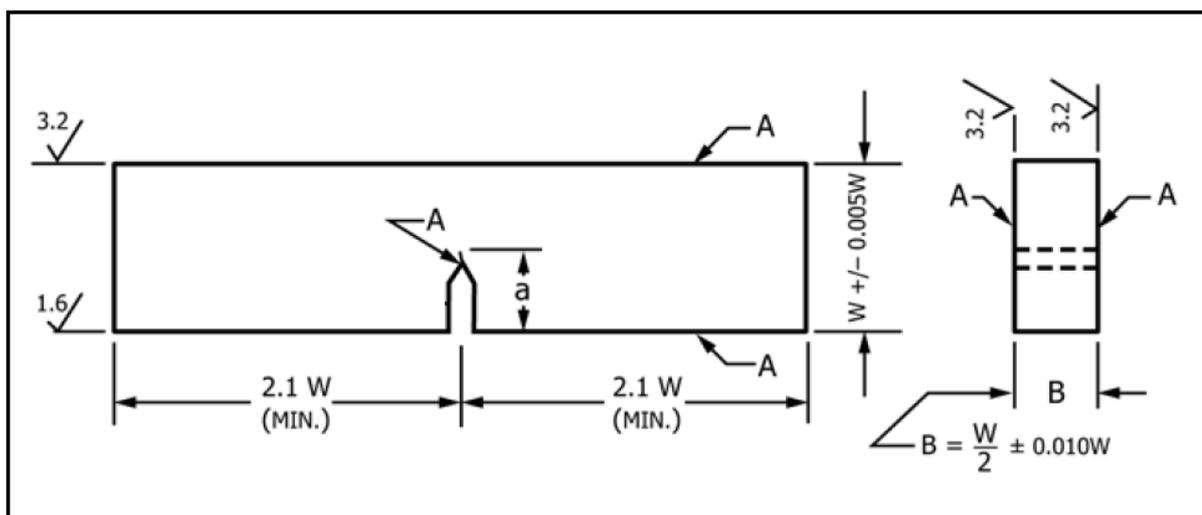


Figura 13 – Corpo de prova de flexão SE(B). Proporções padrão (ASTM E399, 2012).

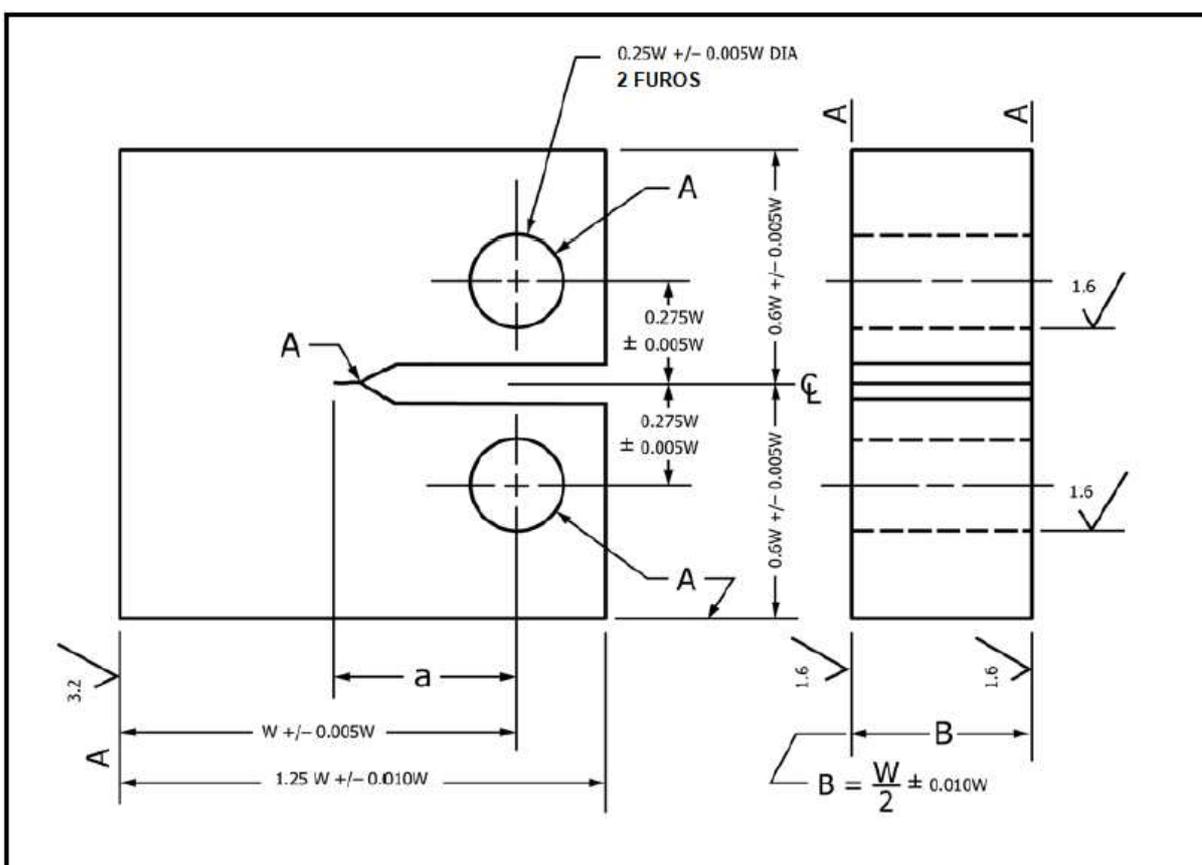


Figura 14 – Corpo de prova compacto C(T). Proporções padrão (ASTM E399, 2012).

O comprimento total da trinca, a , ou seja, desde o início do entalhe até o final da pré-trinca de fadiga, deve atender a proporção de $0,45W$ a $0,55W$, conforme mencionado anteriormente. A largura do entalhe usinado deve ser menor que $W/10$. Os corpos de prova de flexão podem ter uma proporção entre a altura (W) e a

espessura (B), W/B , de $1 \leq W/B \leq 4$ e os de tração uma razão de $2 \leq W/B \leq 4$ (ASTM E399, 2012).

A extensão da propagação da trinca de fadiga em cada lado do corpo de prova a partir do entalhe fabricado deverá ser de pelo menos $0,025W$ ou $1,3 \text{ mm}$, o que for maior. Este parâmetro se dá para eliminar quaisquer efeitos de geometria ou encruamento do entalhe (ASTM E399, 2012).

O objetivo de fabricar um entalhe no corpo de prova é simular um plano de trinca ideal com um raio tendendo a zero, para atender as considerações de K_I (Fortes, 2003).

Durante o ensaio, a carga aplicada e o deslocamento da abertura da trinca são monitorados e um gráfico é plotado. A ASTM E399 (2012) mostra três tipos de gráficos que normalmente são produzidos durante os ensaios de K_{Ic} . Este gráfico está apresentado na Figura 15. Através do gráfico é definida a carga P_Q para o cálculo de K_{Ic} .

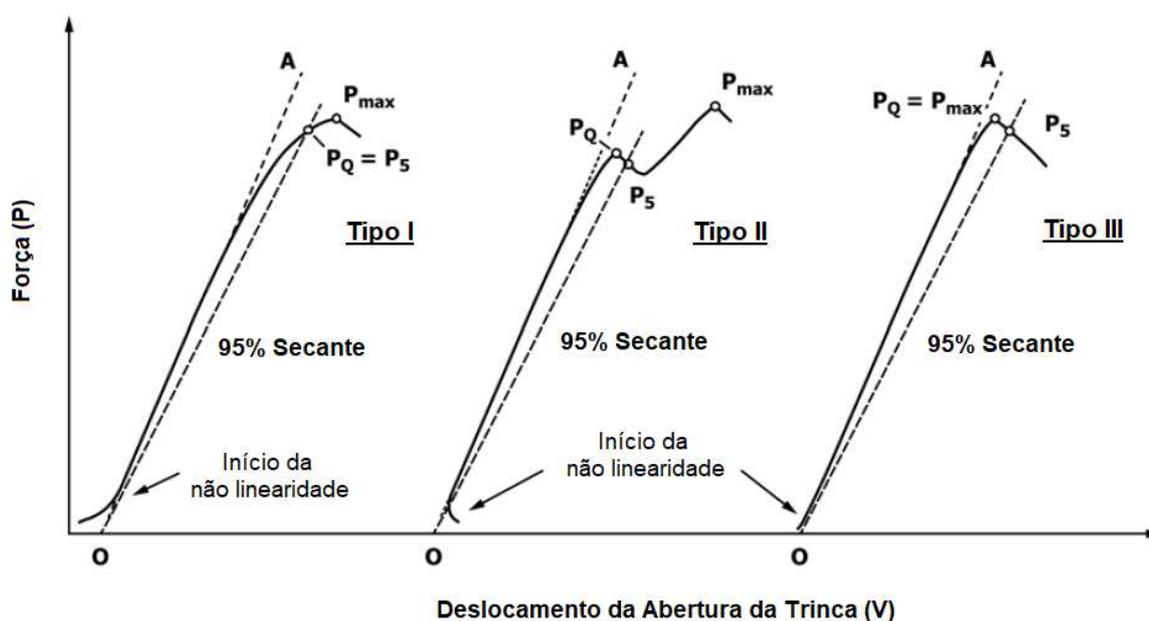


Figura 15 – Tipos principais de gráficos, carga vs. deslocamento de abertura da trinca (ASTM E399, 2012).

Traça-se uma secante com 95 % de inclinação com a tangente da parte linear da curva, desde a origem (ponto O), sendo este o ponto de rotação da secante, desprezando a parte inicial contendo a não linearidade. Identifique o valor da carga

máxima ($P_{m\acute{a}x}$) atingida durante o ensaio. Marque o ponto P_5 localizado na interseção da secante com a curva carga x deslocamento. A força P_Q é definida da seguinte forma: se a força em cada ponto da curva que precede o ponto P_5 é menor que P_5 , então P_Q é igual ao valor de P_5 , identificado no gráfico como Tipo I (Figura 15). Se, entretanto, existir uma força máxima precedendo P_5 , que exceda o seu valor, então o valor de P_Q é igual a esta força máxima, identificado no gráfico como Tipo II e III.

A razão $P_{m\acute{a}x}/P_Q$ deverá ser calculada. Esta relação não pode exceder 1,10, caso contrário, o teste não é um teste válido de K_{IC} (ASTM E399, 2012).

$$P_{m\acute{a}x} \leq 1,10 P_Q \quad (19)$$

Uma vez P_Q atendendo a relação da Equação 19, deve-se determinar o valor da tenacidade à fratura provisória K_Q , que para o corpo de prova do tipo C(T), o cálculo é dado pela Equação 20. (ASTM E399, 2012).

$$K_Q = \frac{P_Q}{\sqrt{B B_N \sqrt{W}}} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (20)$$

Onde:

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{\left(2 + \frac{a}{W}\right) \left[0,886 + 4,64 \frac{a}{W} - 13,32 \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14,72 \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5,6 \left(\frac{a}{W}\right)^4\right]}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{\frac{3}{2}}} \quad (21)$$

Na qual:

P_Q = carga utilizada no cálculo de K_{IC} (Figura 15);

B = espessura do corpo de prova;

B_N = espessura do corpo de prova entre as raízes dos grooves laterais.

A norma ASTM E399 (2012) determina que seja comparado o valor de K_Q com a dimensão livre de trinca do corpo de prova a partir da extremidade da ponta da trinca de fadiga, ou seja, $W - a$, que deve atender a condição da Equação abaixo.

$$(W - a) > 2.5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_{YS}} \right)^2 \quad (22)$$

Se esta condição for atendida, então K_Q é igual a K_{IC} , caso contrário o teste não é um teste válido de K_{IC} .

Se o resultado do ensaio não atender aos requisitos das Equações 16 e da Equação 22 acima, será necessário fabricar um corpo de prova com dimensões maiores para determinação de K_{IC} .

CAPÍTULO 3 – MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Fluxograma

O fluxograma abaixo (Figura 16) descreve os procedimentos executados nesta pesquisa.

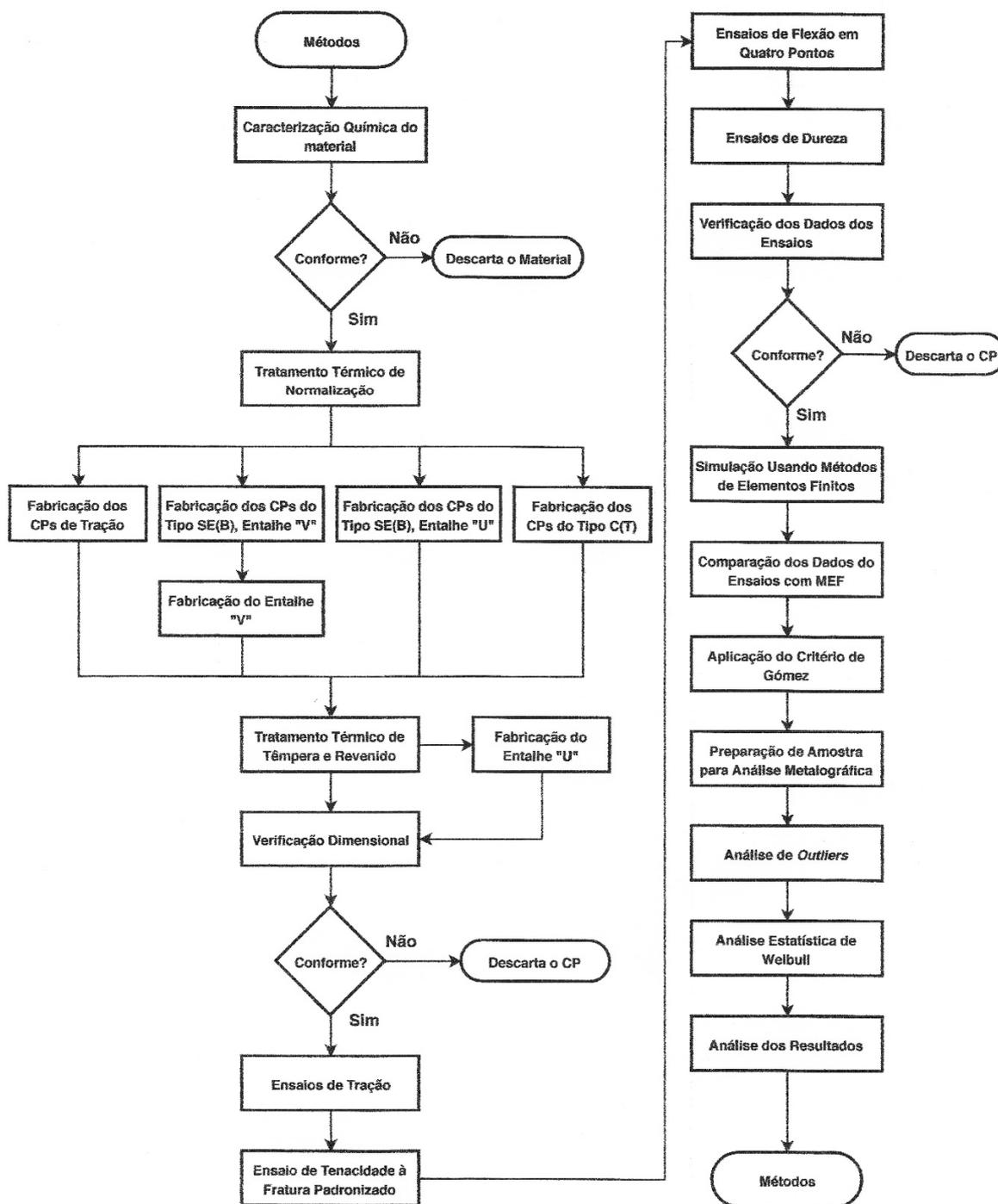


Figura 16 – Fluxograma dos procedimentos desenvolvidos na pesquisa.

3.2 Materiais

O material objeto deste estudo é o aço de alta resistência, baixa liga, cromo níquel-molibdênio, AISI 4340, laminado a quente o qual possui excelentes propriedades mecânicas e de tenacidade com elevada resistência à fadiga. A aplicação deste aço na indústria se dá na maioria das aplicações com tratamento térmico de têmpera e revenimento.

O material foi recebido na forma de secção retangular cortado a frio a partir de um grande bloco também de secção retangular. Foram recebidos 3 blocos de dimensões 30,0 x 200,0 x 300 mm, 30,0 x 230,0 x 390 mm e 30,0 x 230,0 x 490 mm, denominados bloco 1, 2 e 3, respectivamente, mostrado na Figura 17.

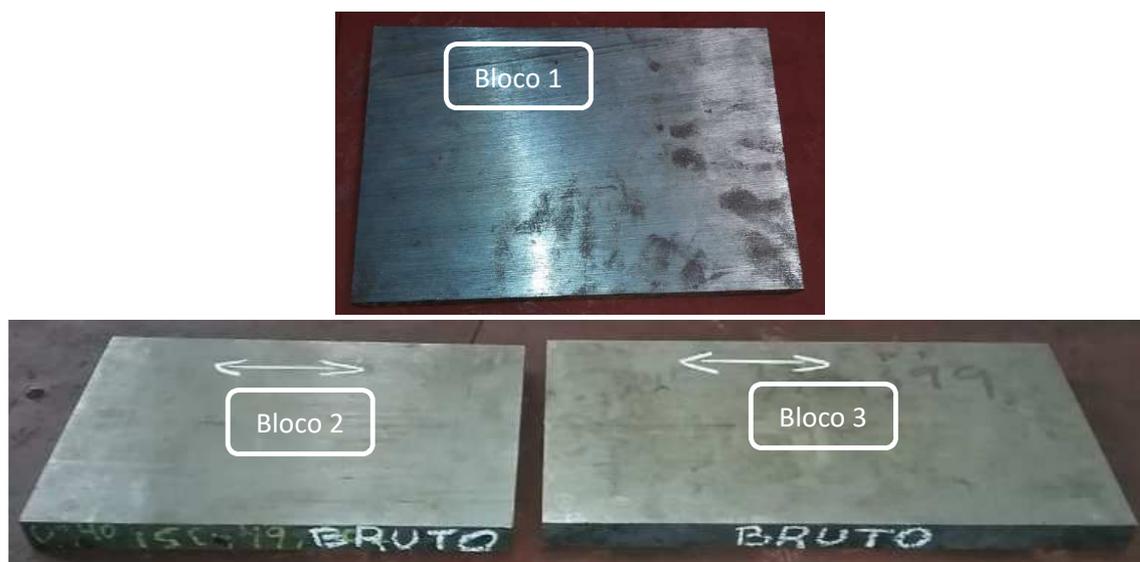


Figura 17 – Material AISI 4340 conforme recebido.

Foi solicitado ao fornecedor que os blocos fossem cortados na mesma direção. Em uma inspeção visual do material recebido, verificou-se que aparentemente foi atendida a solicitação, mas não foi possível confirmar.

Foram fabricados quatro corpos de prova tipo *Compact Tension*, C(T), conforme a norma padrão para metodologia de teste de tenacidade à fratura (K_{Ic}) de materiais metálicos no estado plano de deformação, segundo a ASTM E399 (2012). Os quantitativos foram, 30 do tipo *Single Edge Bend Specimen*, SE(B), com entalhe em “U”, 30 do tipo SE(B) com entalhe em “V”. Outros treze CPs foram confeccionados

para ensaios de tração conforme a norma padrão para metodologia de teste de tração de materiais metálicos, ASTM E8M (2015), com o objetivo de determinar algumas propriedades mecânicas do material.

Do bloco um foram retidos os CPs do tipo C(T) e uma parte dos CPs de tração.

3.2.1 Composição Química do Material Recebido

Os lotes do aço AISI 4340 foram fornecidos com os certificados de composição química apresentados na Tabela 3.

Tabela 3 – Composição química do certificado do material recebido.

Bloco	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu
1	0,4	0,3	0,7	0,008	0,005	0,8	0,29	1,7	0,024	0,1
2	0,41	0,28	0,72	0,009	0,021	0,77	0,23	1,8	0,02	0,11
3	0,41	0,28	0,72	0,009	0,021	0,77	0,23	1,8	0,02	0,11

A Tabela 4 informa a composição química padrão conforme UNS G43400 (SAE/ASTM, 1993) ou AISI 4340 (ASTM A29, 2015).

Tabela 4 – Composição padrão dos elementos de liga do AISI 4340 (G43400).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
0.38-0.43	0.15-0.30	0.60-0.80	0.035 máx	0.040 máx	0.70-0.90	0.20-0.30	1.65-2.00

3.2.2 Corpos de Prova

Todos os CPs utilizados neste estudo foram fabricados pelo processo de usinagem a partir da matéria prima original após serem submetidas ao tratamento térmico de normalização, conforme descrito na seção 3.4.5.

Foram utilizados corpos de prova para ensaio de tração conforme ASTM E8M (2015), CPs do tipo C(T), padronizados pela ASTM E399 (2012) e CPs do tipo SE(B), com dois tipos de entalhes distintos (formato em “V” e em “U”) conforme ASTM E399 (2012).

Os mesmos foram identificados para conferir rastreabilidade aos processos de tratamentos térmicos e aos ensaios dos espécimes, sendo numerados após o processo de fabricação e anterior aos tratamentos térmicos.

A Tabela B1 do Apêndice apresenta a identificação dos CPs utilizados.

3.3 Máquinas Operatrizes Utilizadas

Foram utilizados no processo de fabricação: máquina de corte tipo serra fita, modelo FM500, Franho, centro de usinagem CNC, modelo Discovery D1250, Romi, torno CNC, modelo Centur 40RV, Romi e eletroerosão a fio CNC, modelo Robocut, Fanuc, mostrados na Figura 18.



Figura 18 – Máquinas utilizadas no processo de fabricação dos corpos de prova. (a) Serra fita, modelo FM500, Franho. (b) Centro de usinagem CNC, Discovery D1250, Romi. (c) Torno CNC, Centur 40RV, Romi. (d) Eletroerosão a fio CNC, Robocut, Fanuc.

3.4 Métodos

O estudo da metodologia alternativa para determinação da tenacidade à fratura, foi avaliada a partir de ensaios convencionais de tração, ensaio de tração com CP do tipo C(T) com pré-trinca de fadiga e ensaio de flexão do tipo SE(B) em quatro pontos.

3.4.1 Caracterização Química do Material Recebido

Foi realizada análise para quantificação dos elementos de liga do material estudado com o objetivo de comprovar que o material recebido fosse de fato o AISI 4340.

Nesta análise foi utilizado o espectrômetro Oxford instruments PMI-MASTER-Pro, série 13R0123, mostrado na Figura 19, para determinação da composição química (% em massa) dos blocos recebidos.



Figura 19 - Espectrômetro Oxford Instruments PMI-MASTER-Pro, série 13R0123.

As análises químicas foram realizadas no laboratório de caracterização de materiais da Petrobras em Macaé-RJ.

3.4.2 Fabricação dos Corpos de Prova de Tração

As propriedades mecânicas do AISI 4340, tensão de escoamento (σ_{esc}), módulo de elasticidade (E) e tensão de ruptura (σ_{rup}), foram determinadas através dos ensaios de tração.

O projeto dos CPs de tração está apresentado na Figura 20.

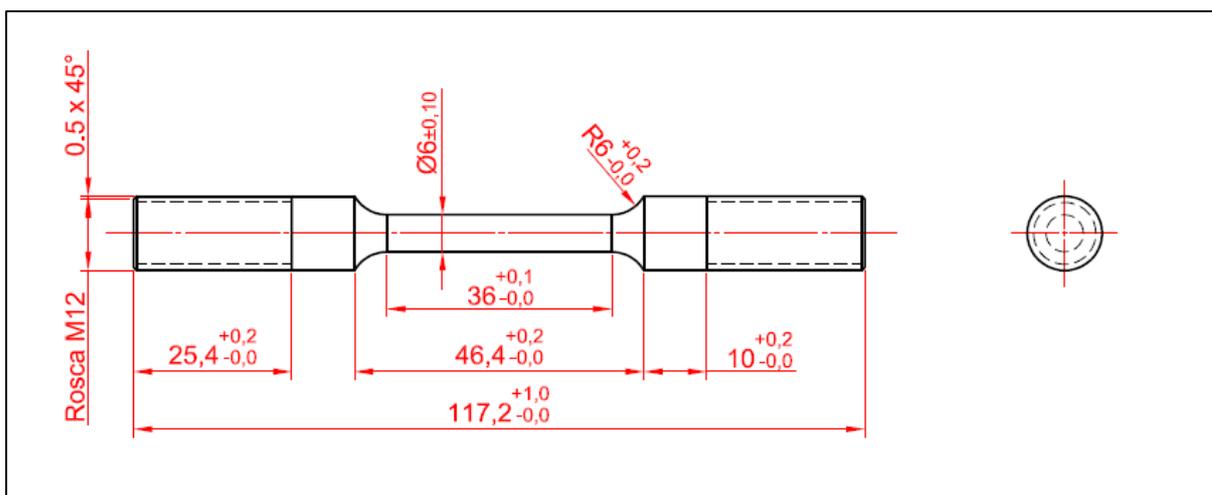


Figura 20 – Desenho de fabricação do CP de tração.

A Figura acima apresenta as dimensões definidas para todos os CPs de tração, as quais estão conforme a norma ASTM E8M (2015). A Figura 21 mostra alguns CPs de tração já usinados. Esta Figura mostra uma fotografia de alguns CPs de tração fabricados conforme foi definido no projeto, já com as marcações.



Figura 21 – Fotografia dos CPs de tração conforme ASTM E8M, 2015.

3.4.3 Fabricação dos CPs de Tenacidade à Fratura Padronizado

Foram fabricados CPs para ensaio de tenacidade à fratura (K_{IC}) conforme as normas ASTM E399 (2012) e ISO 12135 (2016), com o objetivo de determinar valores padronizados de K_{IC} do material em estudo, o qual foi tomado como referência.

A Figura 22 mostra o projeto de usinagem do CP no formato C(T), padronizado, conforme a ASTM E399 (2012).

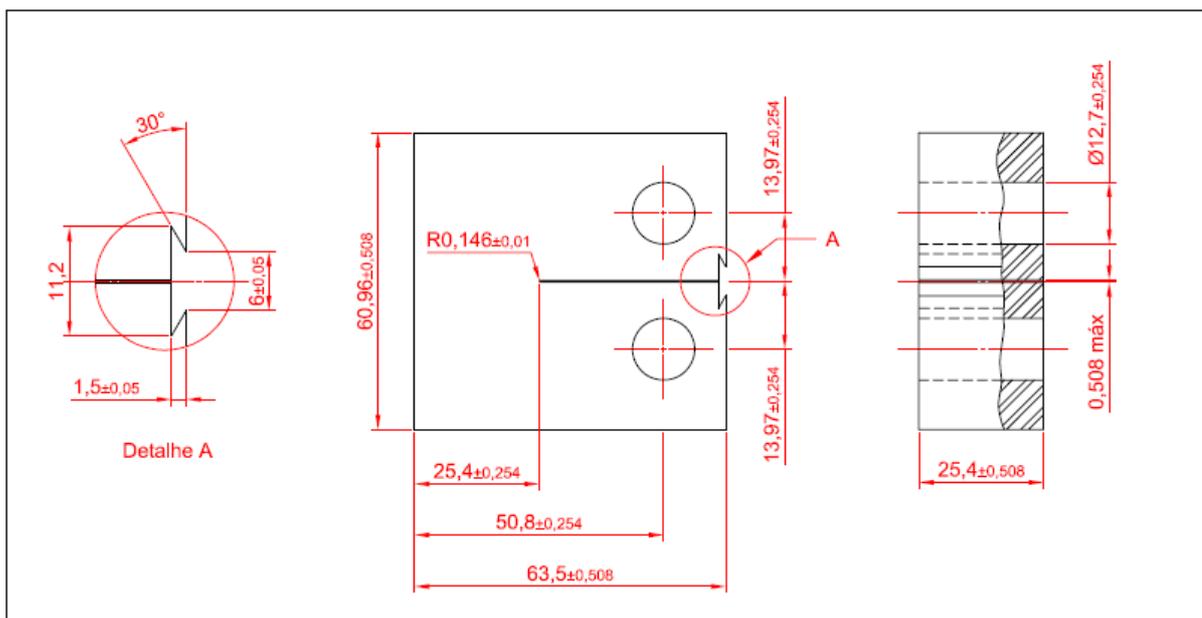


Figura 22 – Projeto de usinagem do CP de K_{IC} , formato C(T) com entalhe em “U”.

A usinagem do entalhe em “U” foi feita após o tratamento térmico de têmpera e revenido com máquina de eletroerosão a fio CNC, modelo Robocut, Fanuc, mostrados na Figura 18, com fio de 0,25 mm de diâmetro.

A Figura 23 mostra os CPs prontos para serem ensaiados. Esta Figura apresenta três CPs fabricados em centro de usinagem por Comando numérico computadorizado (CNC) conforme o padrão da ASTM E399 (2012) para o ensaio de K_{Ic} , temperados e revenidos.



Figura 23 – Fotografia dos CPs do tipo C(T), com entalhe em “U”.

3.4.4 Fabricação dos Corpos de Prova de Flexão

Os CPs foram fabricados tendo como referência a norma ASTM E399 (2012).

Para a obtenção das propriedades de tenacidade à fratura proposta pela metodologia abordada neste estudo, foram fabricados 2 lotes de CPs do tipo SE(B), com 2 geometrias de entalhe distintas, sendo um lote com entalhe em “U” e outro lote com entalhe em “V” com ângulo de 45°.

Foi determinado que a profundidade dos entalhes deve atender a razão $a/W=0,5$.

A Figura 24 apresenta as dimensões de projeto para os CPs do tipo SE(B), com entalhe em “V”.

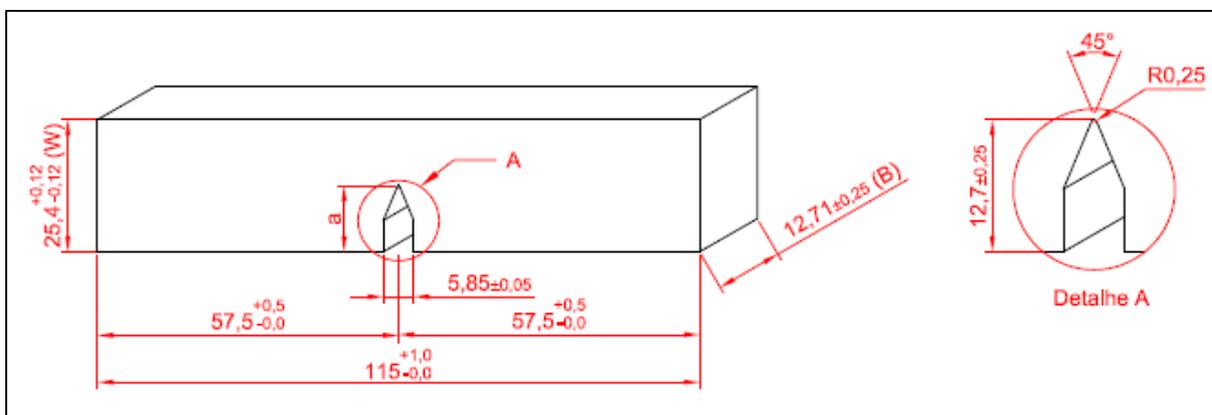


Figura 24 – Desenho de fabricação do CP de flexão, formato SE(B), com entalhe em “V”.

A Figura 24 apresenta as dimensões do CP do tipo SE(B) com entalhe em “V”, e as dimensões de projeto desejadas para usinagem. A usinagem do entalhe em “V” foi feita antes do tratamento térmico de têmpera e revenido.

A ferramenta utilizada na fabricação deste entalhe está ilustrada na Figura 25. Esta Figura mostra a ferramenta utilizada para a usinagem do entalhe em “V”, sendo uma fresa uma fresa de perfil constante para testes de impacto com perfil retificado de precisão de acordo com a norma DIN 50115, com ângulo de 45°, raio de 0,25 mm, número 1324 da Indaço, fabricada em aço rápido ao cobalto K5, com dimensões de $\varnothing 75 \times 8 \times \varnothing 27$ mm.



Figura 25 – Ferramenta utilizada para a usinagem do entalhe em “V” (Catálogo Indaço, 2015).

A Figura 26 mostra alguns CPs para o ensaio de flexão, com entalhe em “V”, fabricados conforme foi definido no projeto, antes de serem tratados termicamente.

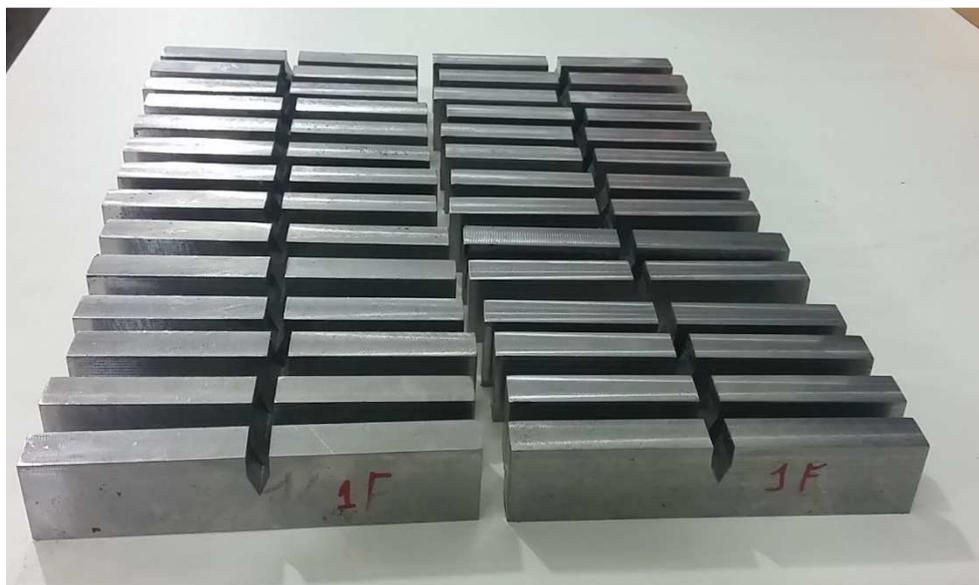


Figura 26 – Fotografia dos CPs do tipo SE(B), com entalhe em “V”.

A Figura 27 apresenta o projeto com as dimensões de usinagem para os CPs do tipo SE(B), com entalhe em “U”.

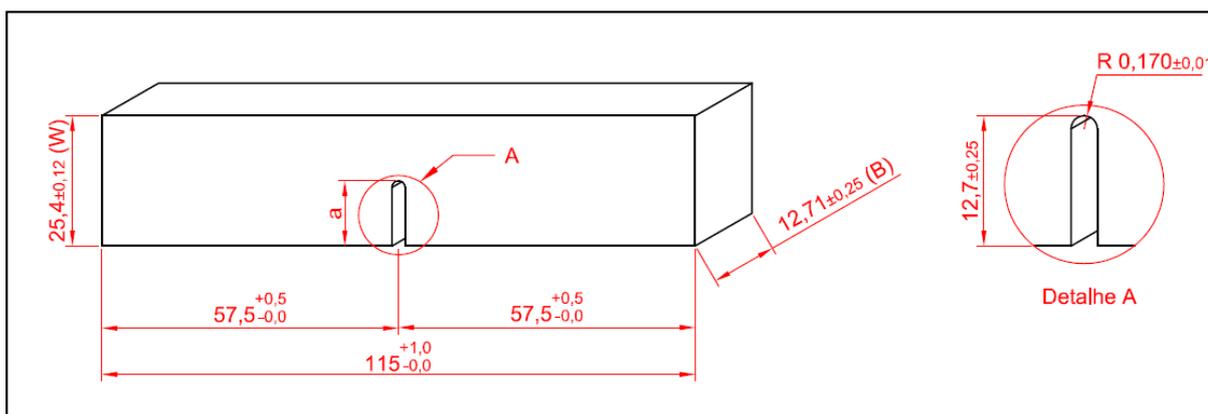


Figura 27 – Desenho de fabricação do CP de flexão, formato SE(B), com entalhe em “U”.

A usinagem do entalhe em “U” foi realizada após o tratamento térmico de têmpera e revenido para evitar nucleação de trincas no fundo do entalhe.

Para a usinagem do entalhe em “U” foi utilizado uma máquina de eletroerosão a fio, CNC, com fio de 0,25 mm de diâmetro.

A Figura 28 mostra alguns CPs para o ensaio de flexão temperados e revenidos, com entalhe em “U”, fabricados conforme definido no projeto.

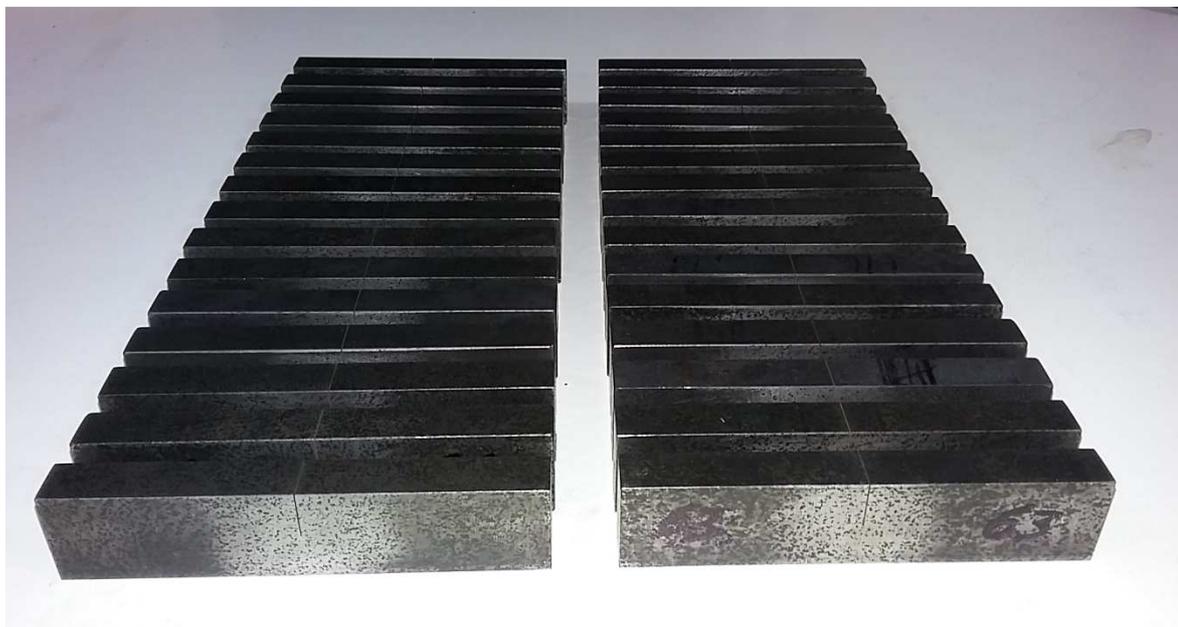


Figura 28 – Fotografia dos CPs do tipo SE(B), com entalhe em “U”.

3.4.5 Tratamentos Térmicos dos CPs

O tratamento térmico altera a tensão de escoamento, o módulo de elasticidade e a dureza do material que conseqüentemente também altera os valores de K_{Ic} . Na indústria é mais comum a aplicação do AISI 4340 com tratamento térmico e por este motivo, os CPs foram submetidos a tais tratamentos.

Os CPs fabricados conforme mencionados nos itens anteriores, foram submetidos aos tratamentos térmicos de normalização e têmpera seguida de revenimento. Estes foram executados no forno de indução tipo mufla, modelo FL-1300/10, fabricante MAITEC/INTI, do LAMAV/UENF, mostrado na Figura 29.



Figura 29 – Forno Mufla, FL-1300/10, MAITEC/INT.

Os parâmetros de processamento dos tratamentos térmicos para cada tipo de corpo de prova estão apresentados na Tabela 5.

Tabela 5 – Parâmetros de Tratamentos Térmicos dos CPs.

Tipo de CP	Temperatura de Austenitização		Revenimento
	Normalização	Têmpera	
Tração	870 °C	840 °C	180 °C por 2 h
SE(B)	870 °C	840 °C	180 °C por 2 h
C(T)	870 °C	840 °C	180 °C por 2 h

A normalização foi executada no material bruto antes da usinagem dos CPs. O tempo de encharque foi determinado conforme o ASM Handbook (1991), que recomenda um tempo de 1 h/pol, sendo 15 min o tempo mínimo. Como a espessura da amostra era de 33 mm, foi adotado o tempo de 1:20 h. Decorrido este tempo, o material foi resfriado ao ar livre.

No tratamento térmico de têmpera os materiais foram austenitizados a 840 °C, com tempo de permanência na temperatura por 15 min/pol de seção, sendo 15 min o

tempo mínimo, tempo este adotado, seguido de resfriamento rápido em óleo de têmpera. A têmpera foi executada após a usinagem dos CPs, cuja espessura era de 12,7 mm (1/2 pol).

Após o processo de têmpera, os CPs foram revenidos para alívio das tensões.

O processo de revenimento foi realizado na temperatura de 180 °C com permanência de 2 h das amostras na mesma temperatura. Decorrido este tempo, as amostras foram retiradas do forno e resfriadas ao ar livre até atingir a temperatura ambiente.

Devido ao tamanho reduzido do forno, a têmpera foi executada em 10 lotes, sendo 1 lote para os CPs do tipo C(T), 2 lotes para os de tração e 7 lotes para SE(B).

3.4.6 Verificação Dimensional dos CPs

Após a conclusão dos tratamentos térmicos e antes da realização dos ensaios de fratura, foram realizadas as verificações dimensionais dos CPs com o objetivo de verificar se os mesmos atenderam as especificações dos projetos apresentado nas seções 3.3.2, 3.3.3 e 3.3.4.

O dimensional dos CPs foi realizado após a conclusão dos tratamentos térmicos utilizando um paquímetro digital, sendo a medição do raio do fundo do entalhe realizada com auxílio de um software comercial.

Foi utilizado um grid micrometrado de referência de escala para a imagem dos entalhes fotografadas e o software foi utilizado para estimar as dimensões das geometrias.

Na análise dimensional foi utilizado um paquímetro digital, marca Mitutoyo, com resolução de 0,01mm.

Para os CPs do tipo C(T), a medição do raio (ρ) do fundo do entalhe foi realizada em projetor de perfil PANTEC, modelo PJ 3150, do LAMAV/UENF (Figura 30), que apresenta resolução de $1\mu\text{m}$ nos eixos X e Y.



Figura 30 – Projetor de perfil PANTEC do LAMAV/UENF.

A Figura 31 mostra o CP #1 do tipo C(T) posicionada no projetor de perfil Pantec. Na imagem (b) desta Figura pode-se ver a projeção do perfil do entalhe com foco no fundo do mesmo com ampliação de 10 vezes. A medição de ρ foi realizada através do deslocamento do eixo transversal da máquina.

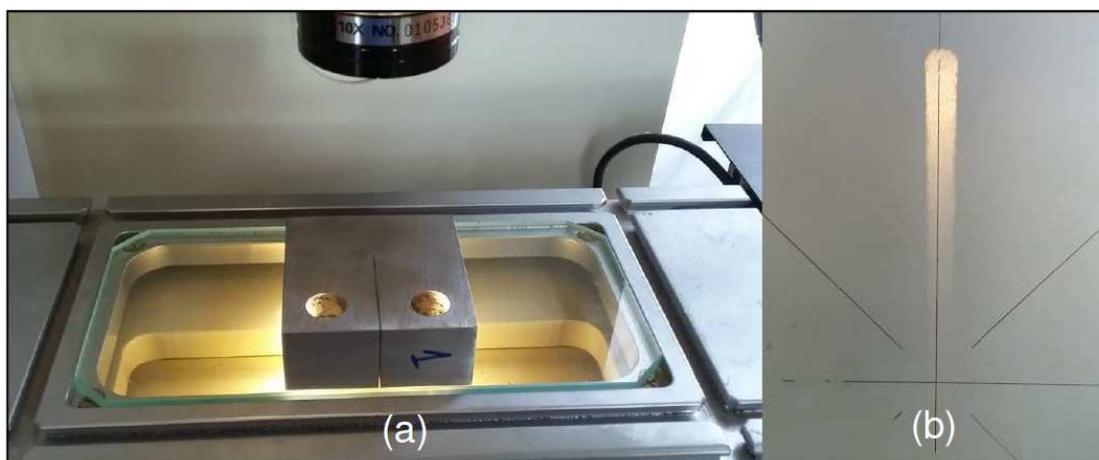


Figura 31– (a) CP #1 do tipo C(T) no projetor de perfil. (b) Projeção do raio (ρ) do entalhe (aumento 10X).

Nos CPs do tipo SE(B), a medição do ρ foi realizada com auxílio de um grid micrometrado e um software comercial. A Figura 32 mostra a imagem da medição gerada através do software para os entalhes em “V” e “U”. A Figura apresenta a medição do ρ gerado com o auxílio do software para os CPs 20 e 70, com entalhe em “V” e “U”, respectivamente.

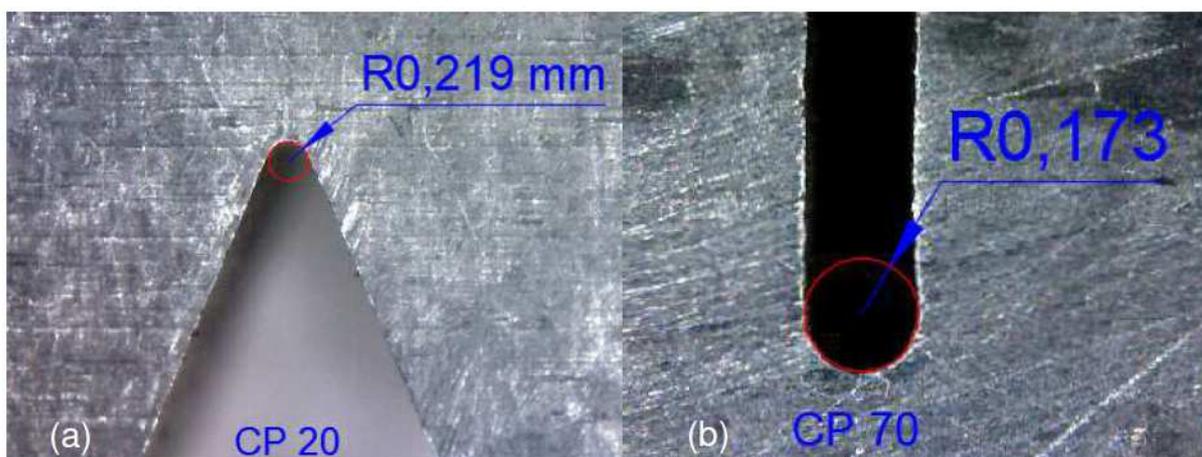


Figura 32– (a) Detalhe do fundo do entalhe do CP #20 com a indicação da medida de ρ . (b) Detalhe do fundo do entalhe do CP #70 com a indicação da medida de ρ

3.4.7 Ensaio de Tração

Para a determinação das propriedades mecânicas do AISI 4340, foram realizados ensaios de tração.

Conforme informado na seção 3.4.5 todo o material foi submetido ao tratamento térmico de normalização antes do beneficiamento. Desde forma foram preparados e ensaiados CPs para comparação das propriedades mecânicas entre o material normalizado e o temperado e revenido. Foram utilizados 5 CPs do material normalizado e 8 CPs temperado e revenido.

A Figura 33-a mostra os CPs temperados e revenidos e a Figura 33-b os CPs apenas normalizados.



Figura 33 – CPs de tração. (a) Com tratamento térmico de têmpera e revenido. (b) Com tratamento térmico de normalização.

Os ensaios foram executados na máquina universal de ensaios Instron, modelo 5582, com célula de carga de 100 kN, localizado no LAMAV/UENF, conforme mostra a Figura 34.



Figura 34 – Máquina universal de ensaios Instron, modelo 5582.

Os CPs de tração foram fabricados com as extremidades roscadas para não haver escorregamento durante o ensaio. Um extensômetro do tipo *clip gage* foi utilizado na região útil da amostra, conforme pode ser visto na Figura 35.



Figura 35 – CP de tração montado na Instron com garras roscadas e instrumentado com *clip gage*.

A Figura 35 apresenta um CP instrumentado com um *clip gage* durante o ensaio de tração. A velocidade de extensão do barramento adotada no ensaio foi de 1 mm/min e a célula de carga utilizada foi de 100 kN.

As propriedades determinadas foram: tensão de escoamento (σ_{esc}), tensão máxima ($\sigma_{m\acute{a}x}$), tensão de ruptura (σ_{rup}) e m3dulo de elasticidade (E).

Para an3lise das propriedades mec4nicas foram plotadas as curvas de tens3o vs. deform3o de engenharia (convencional) obtidas atrav3s da aplica3o das Equa3o3es 24 e 25. A deform3o verdadeira foi obtida durante os ensaios com os registros do *clip gage*.

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad (23)$$

$$\varepsilon_c = e^{\varepsilon_v} - 1 \quad (24)$$

Onde:

σ = tensão (MPa);

F = força aplicada (N);

A_0 = área inicial (m²);

ε_c = deformação convencional;

ε_v = deformação convencional.

Após plotar o gráfico de tensão vs. deformação, o módulo de elasticidade (E) foi determinado limitando a tensão na faixa entre 400 a 800 MPa, que demonstrou ser a região linear do gráfico tensão vs. deformação. Uma reta foi traçada paralela a região linear com afastamento de 0,002 *strain* e na intercepção com a curva foi determinada a tensão de escoamento (σ_{esc}).

3.4.8 Ensaio de Tenacidade à Fratura Padronizado

Para obter valores de referência da tenacidade à fratura do material estudado, foram realizados ensaios de K_{IC} conforme os critérios estabelecidos nas normas ASTM E399 (2012) e ISO 12135 (2016).

Por ser uma propriedade do material, o valor de tenacidade à fratura de um material depende de vários fatores, dentre eles o tratamento térmico que o material foi submetido. Por este motivo, foi decidido determinar o valor de K_{IC} padronizado, o qual foi tomado como referência.

Foram submetidos ao ensaio 4 CPs mostrados na Figura 36.



Figura 36 – Fotografia dos CPs do tipo C(T), temperado e revenido antes de serem ensaiados.

Os ensaios foram executados no Laboratório de Mecânica da Fratura da COPPE/Universidade Federal do Rio de Janeiro (UFRJ), com a utilização de uma máquina universal de ensaios mecânicos servo hidráulica de fabricação Instron, modelo 1332, com célula de carga com capacidade de 55000 lbs (250 kN), apresentada na Figura 37.

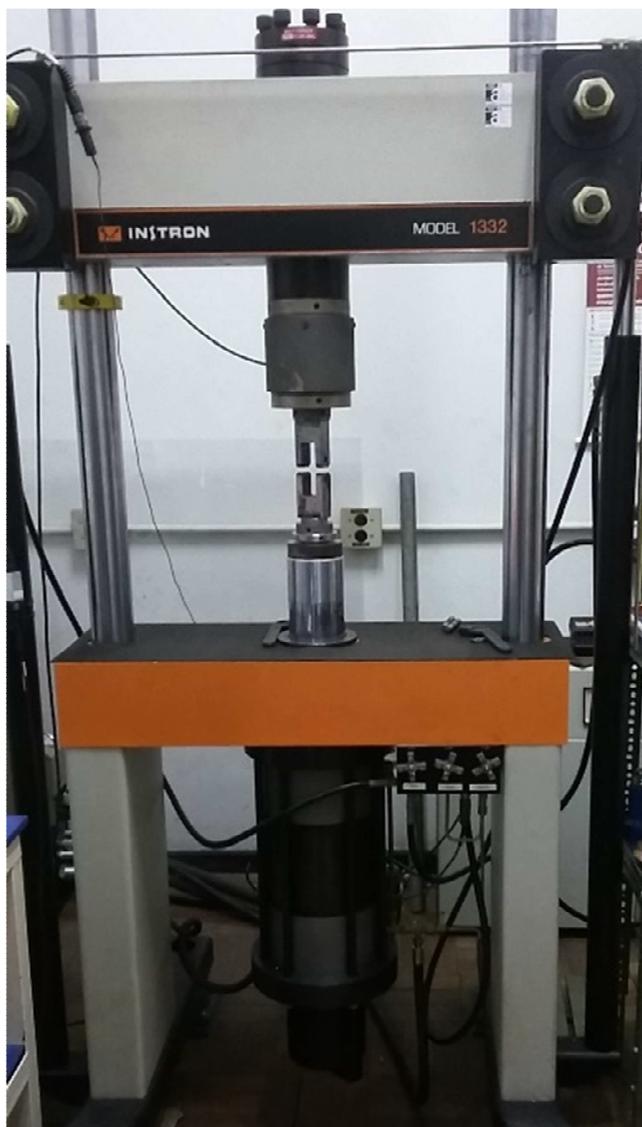


Figura 37 – Máquina universal de ensaios servo hidráulica Instron, modelo 1332.

Antes do ensaio, ambas as superfícies dos CPs na região de geração da pré-trinca de fadiga foram preparadas através de lixamento com a utilização de lixas de granulometria 320 e 600 para facilitar o monitoramento visual do crescimento da pré-trinca. A Figura 38 mostra a região lixada.

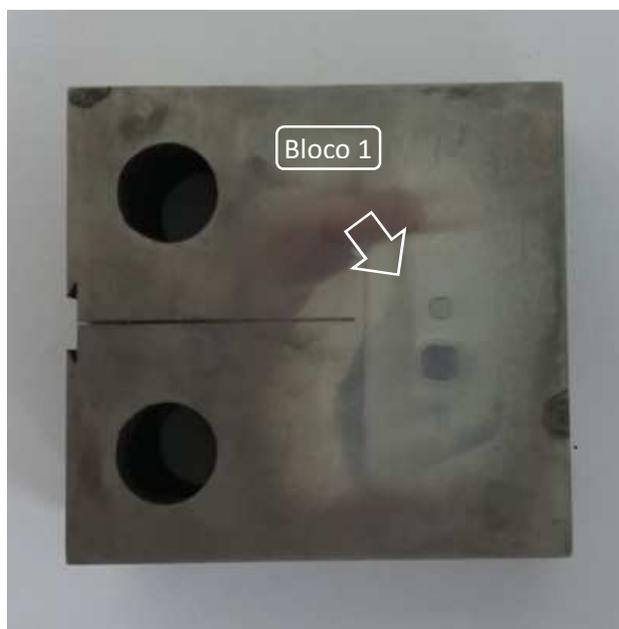


Figura 38 – Fotografia do CP mostrando a região submetida ao lixamento.

Em seguida o CP foi montado na máquina de ensaios, sendo submetido a uma carga cíclica de tração para indução e crescimento controlado de uma pré-trinca de fadiga.

A carga máxima de pré-trincamento ($P_{m\acute{a}x}$) é dada pela Equação 25 (ASTM E1820, 2017).

$$P_{m\acute{a}x} = \frac{0,4 \cdot B (W - a_o)^2 \cdot \sigma_{esc}}{2 \cdot W + a_o} \quad (25)$$

Onde:

$P_{m\acute{a}x}$ = carga máxima de pré-trincamento (N);

B = largura do CP (m);

W = comprimento do CP a partir da linha de centro de atuação do carregamento de tração (m);

A_0 = comprimento do entalhe usinado (m);

σ_{esc} = tensão de escoamento (MPa).

Aplicando os valores do dimensional do CP e a tensão de escoamento, o valor de $P_{m\acute{a}x}$ é apresentado na Tabela 6.

Tabela 6 – Valor da carga máxima de pré-trincamento.

Dados	
B = 25,4	mm
W = 50,8	mm
a_0 = 25,4	mm
σ_{esc} = 1554	MPa
$P_{m\acute{a}x}$ = 80,0 kN	

A norma ASTM E399 (2012) recomenda que a carga máxima aplicada não deve exceder 60 % da $P_{m\acute{a}x}$ calculada. Portanto, foi adotado uma carga máxima cíclica de 20 kN.

A norma ASTM E399 (2012) recomenda que a razão entre a carga mínima e a máxima não deve ser maior que 0,1.

Os parâmetros de carregamento adotados foram:

$P_{m\acute{a}x}$ = 20 kN

$P_{m\acute{i}n}$ = 2 kN

Setpoint = 11 kN

Amplitude = 9 kN

Frequência = de 3 a 8 Hz

O comprimento da pré-trinca de fadiga não deve ser menor que $0,025W$ ou 1,3 mm, o que for maior.

A Figura 39 mostra a tela do software da máquina de ensaios Instron com os valores programados.

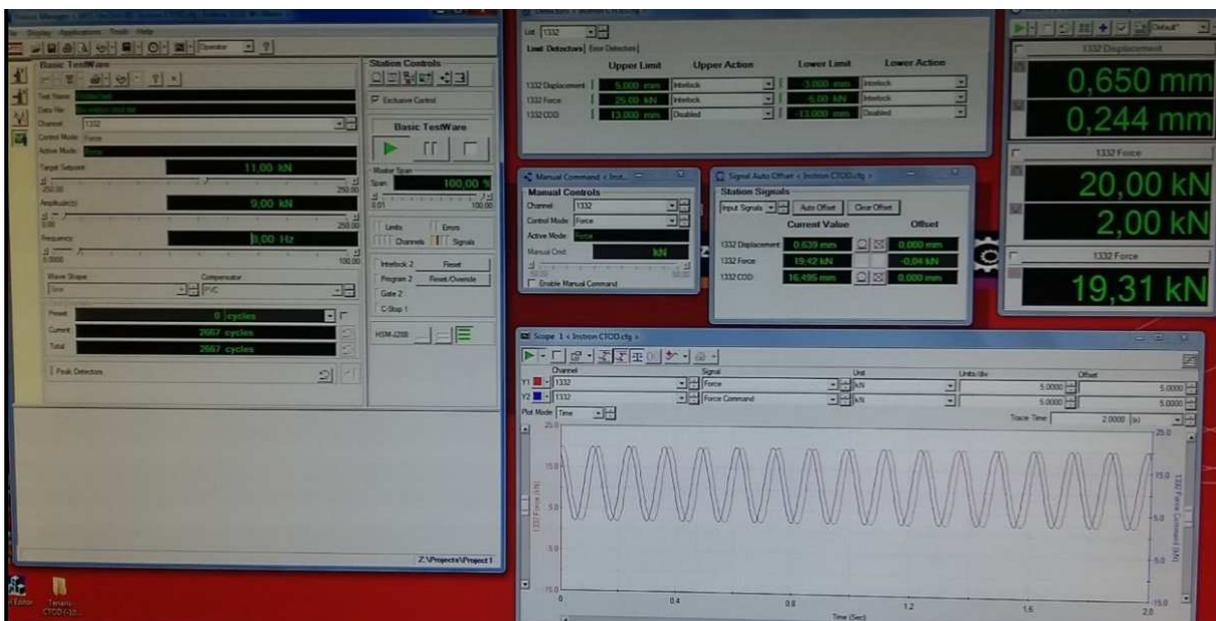


Figura 39 – Parâmetros do ensaio definidos na Instron.

A Figura 40 apresenta o corpo de prova montado nas garras da máquina instrumentado com o *clip gage*.



Figura 40 – CP montado nas garras da Instron com o *clip gage*.

Após a conclusão da primeira etapa do teste, os CPs foram submetidos ao carregamento de tração até a ruptura, registrando carregamento, extensão e deformação.

A partir dos resultados obtidos foram calculados os valores de K_{Ic} e realizadas as verificações de validade dos ensaios.

Após a fratura, os CPs foram medidos conforme a determinação das normas citadas. Cada norma possui um critério de medição particular.

O tamanho da trinca deve atender à relação a/W (seu comprimento em relação a largura do CP) conforme a Equação 16 apresentada na seção 2.4.

A carga máxima suportada pelo CP durante o ensaio ($P_{máx}$) não pode exceder a carga obtida pela secante de 95 % da curva força vs. deslocamento (P_Q)

apresentada na Figura 15 da seção 2.4, em mais que 10 %, conforme a Equação 19 apresentada na seção 2.4.

Onde:

$P_{m\acute{a}x}$ = carga máxima suportada pelo espécime

P_Q = força obtida no ensaio equivalente a uma secante de 95 % da curva força vs. deslocamento com origem na interseção dos eixos (Figura 15 da seção 2.4).

Se $P_{m\acute{a}x}/P_Q$ exceder 1,10, então o teste não é um teste válido de K_{Ic} e outro método de teste deve ser utilizado para determinação da tenacidade à fratura elasto-plástica.

Sendo satisfeita esta exigência, em seguida deve ser determinado o valor de K_Q utilizado conforme as equações 21 e 22 da seção 2.4.

Por fim deve ser verificado se a condição da Equação 22 da seção 2.4 é satisfeita. Em sendo atendido este critério, K_{Ic} assume o valor de K_Q .

3.4.9 Ensaio de Flexão em Quatro Pontos

Para o cálculo dos valores de tenacidade à fratura proposto pela metodologia alternativa em estudo, foram realizados ensaios destrutivos de flexão em 4 pontos dos corpos de prova do tipo SE(B) com entalhes em “V” e “U” visando obter os valores de carregamento de ruptura.

O ensaio de flexão em quatro pontos consiste em aplicar uma carga em uma barra bi apoiada em quatro pontos, sendo dois apoios superiores e dois inferiores, equidistantes entre si (Garcia *et al.*, 2012).

Para definição das distâncias entre os apoios foram adotadas as referências da norma ASTM E399 (2012) e a relação entre os apoios propostos por Garcia *et al.* (2012).

Esta norma recomenda que a distância entre os apoios inferiores (L_{inf}) sejam iguais a $4W$, enquanto Garcia *et al.* (2012) propõe que a distância entre os apoios superiores (L_{sup}) sejam distantes $L/6$ em relação a linha de centro dos apoios inferiores.

As dimensões dos pontos de aplicação do carregamento adotado nesta pesquisa em relação do CP estão apresentadas na Figura 41.

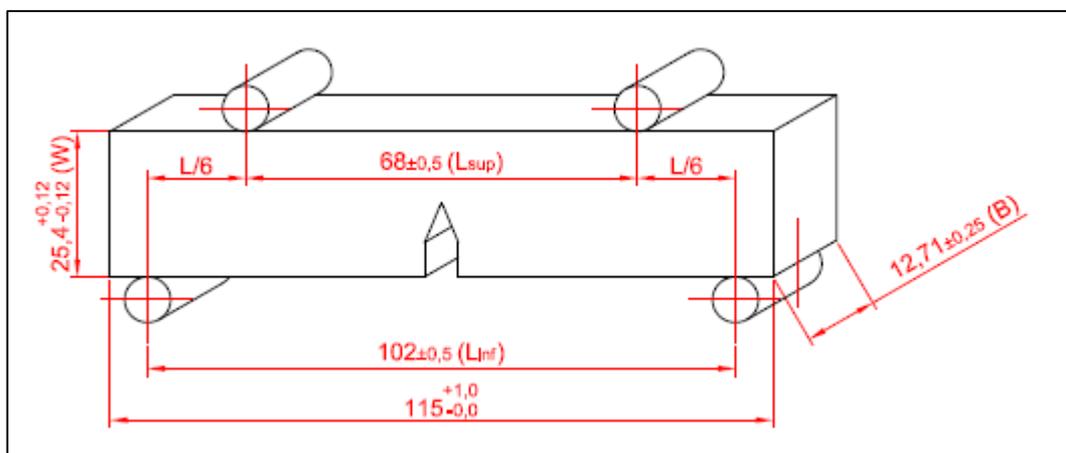


Figura 41 – Distâncias entre os apoios de carregamento.

A Figura 42 mostra a montagem na Instron de um CP com entalhe em “V” e outro com entalhe em “U”.

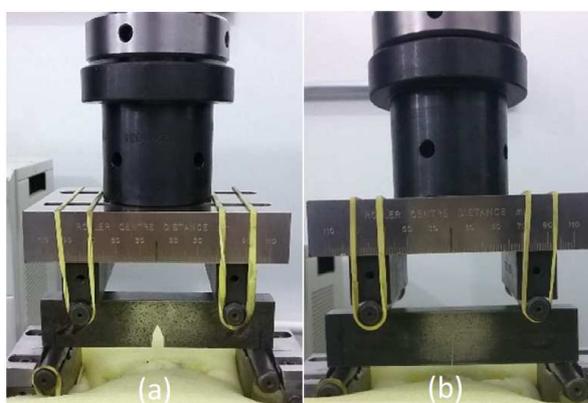


Figura 42 – CPs do tipo SE(B). (a) Entalhe em “V”. (b) Entalhe em “U”.

Dois CPs, sendo um com entalhe em “V” e outro em “U”, foram instrumentados com extensômetros unidirecionais do tipo *straingage*, modelo PA-06-250BA-120-L, *gage factor* igual a 2,06, para obtenção dos valores de deformação durante os ensaios de flexão. Os CPs foram limpos com acetona na superfície superior e os *straingages* foram fixados com adesivo químico tipo *Loctite* 496, na superfície oposta ao entalhe.

A Figura 43 mostra um CP instrumentado com *straingage*.

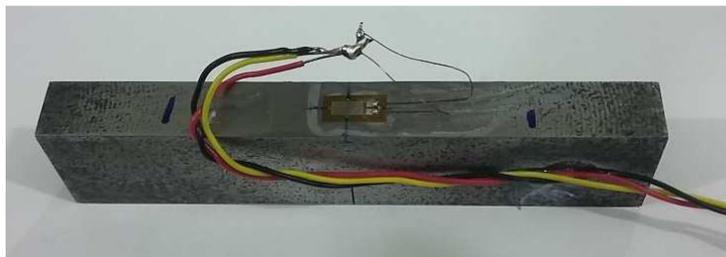


Figura 43 – CP do tipo SE(B), com entalhe em “U”, instrumentado com *straingage*.

As amostras foram submetidas ao carregamento de flexão até a ruptura e seus valores anotados.

Os ensaios foram executados no LAMAV/UENF, na máquina universal de ensaios mecânicos de fabricação Instron, modelo 5582, com célula de carga com capacidade de 100 kN, com velocidade adotada nos ensaios foi 0,5 mm/min.

A tensão nominal foi calculada utilizando a Equação 11 (seção 2.3) referente a tensão de flexão em quatro pontos.

O fator de concentração de tensão bruto (K_{tg}) foi calculado a partir das geometrias dos CPs, conforme as Equações de Carvalho (2018), apresentadas na Tabela 1 da seção 2.3.

A tensão máxima na frente do entalhe foi obtida com a multiplicação do fator de concentração de tensão (K_{tg}) pela tensão nominal (Equação 11)

A partir dos resultados obtidos, foram realizados cálculos para determinação dos valores de tenacidade à fratura aparente para os CPs com entalhe em “U” (K_{uc}) e para os CPs com entalhe em “V” (K_{vc}).

Como forma de verificação, foi realizada uma análise utilizando a técnica de elementos finitos a partir dos dados obtidos no ensaio para o CP #70 (entalhe em “U”) e os resultados de tensão máxima e deformação máxima foram comparados. A Figura 44 mostra o modelo de elementos finitos utilizado na simulação.

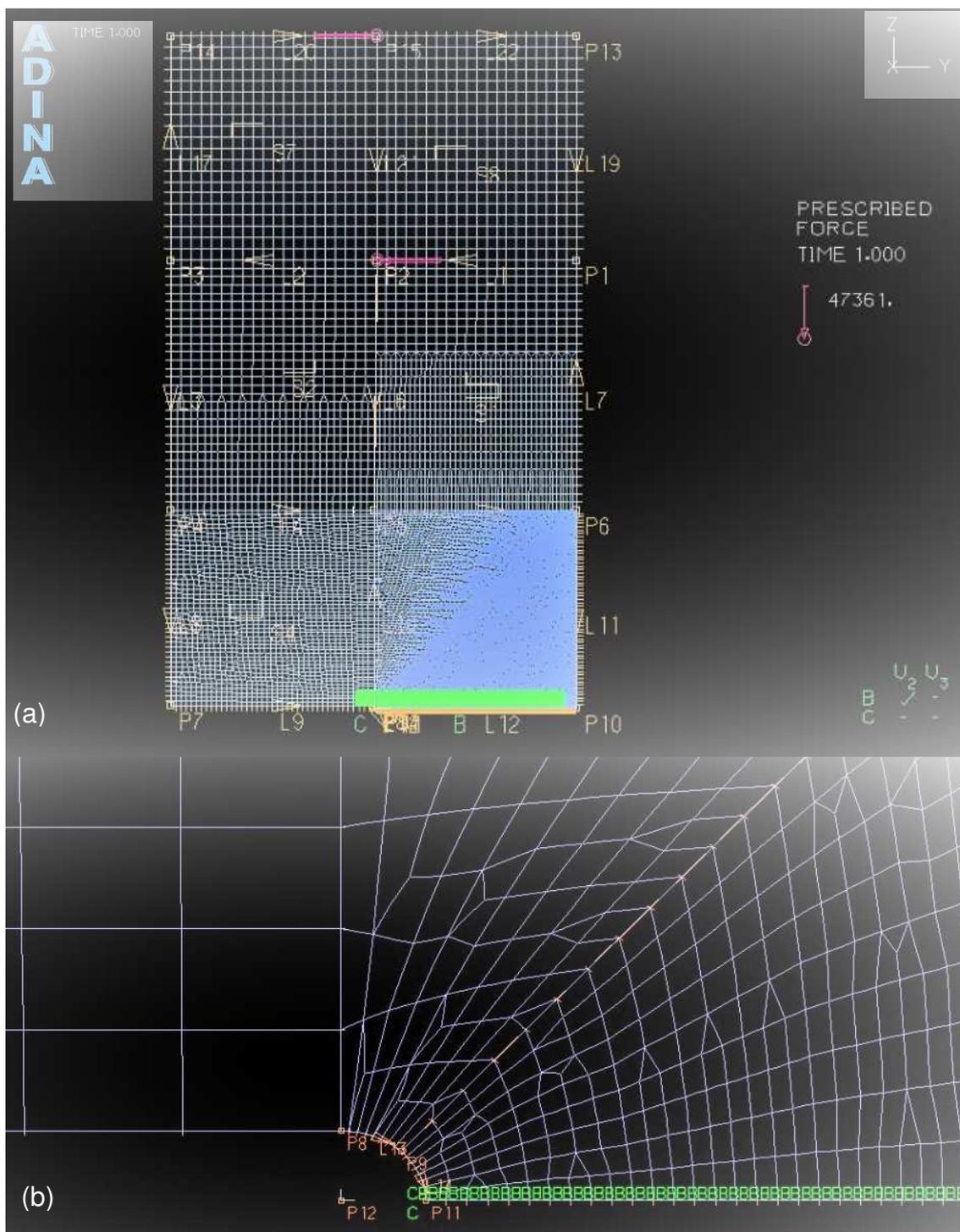


Figura 44 – MEF do CP #70, flexão em quatro pontos, entalhe em “U”. (a) Malha em meia seção do modelo. (b) Refinamento da malha na região da raiz do entalhe.

Foi usado uma malha com sete regiões distintas, cada uma delas com nível de refinamento adequado à sua proximidade, com a sua concentração de tensão representada pelo fundo do entalhe.

O modelo contém 56536 nós em 14087 elementos.

O modelo empregado usou elementos em 2D em estado plano de tensões, sendo levado em conta as dimensões reais do CP estudado.

Em seguida, foram realizadas análises estatísticas tendo em vista a identificação de outliers (valores discrepantes).

Após a eliminação dos *outliers* identificados, os valores de K_{UC} e K_{VC} foram comparados com o valor de K_{IC} padronizados pelas normas ASTM E399 (2012) e ISO 12135 (2016), utilizando teste T de Student, visando identificar se os mesmos são estatisticamente semelhantes. Além disso, os valores de K_{UC} e K_{VC} foram comparados entre si.

3.4.10 Ensaios de Dureza

Para verificar a homogeneidade do tratamento térmico entre os CPs, foi medida a dureza superficial.

Os ensaios de dureza foram executados no Laboratório de Ensaaios Destrutivos e Não Destrutivos da Área de Mecânica do IFF, Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia Fluminense, em durômetro de fabricação Insize, modelo ISH-R150. A Figura 45, mostra o durômetro utilizado.



Figura 45 – Durômetro do Laboratório de END do IFF com a amostra posicionada.

As medições foram realizadas na escala Rockwell C, com a utilização de penetrador em cone com 120° , pré-carga de 10 kgf e carga de 150 kgf, com tempo de aplicação de 10 s. O resultado foi obtido através da média das leituras para cada corpo de prova. Para a obtenção da média foram realizadas aproximadamente 10 medidas em cada tipo de corpo de prova.

A Figura 46 apresenta os três tipos de CPs utilizados na pesquisa com as marcações do ensaio de dureza. As regiões escolhidas foram próximas ao entalhe para os CPs C(T) e SE(B) e na região plana da cabeça do CP de tração.

Os ensaios de dureza foram realizados após os ensaios mecânicos dos CPs.

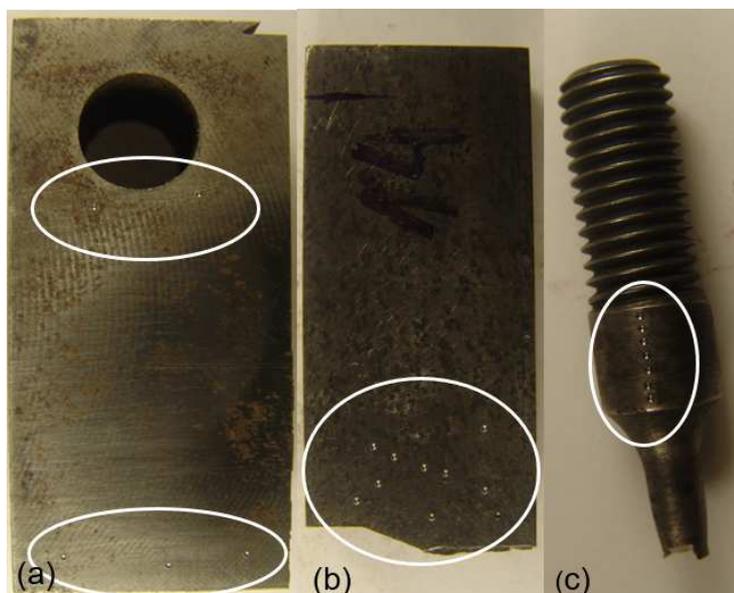


Figura 46 – Marcações do ensaio de dureza Rockwell C nos corpos de prova. (a) C(T). (b) SE(B). (c) Tração.

3.4.11 Aplicação do Critério de Gómez Para o Cálculo de K_{Ic}

Após a realização dos ensaios de tração para a determinação das propriedades mecânicas das amostras e dos ensaios de flexão em quatro pontos, e compilação dos resultados, foi verificado se os valores calculados de K_{Ic} para os CPs com raio do fundo do entalhe (ρ) de pequeno valor, convergiram naturalmente para K_{Ic} padronizado. Esta verificação foi executada com a aplicação da Equação de Irwin, a qual é utilizada para os entalhes singulares, ou seja, para os entalhes que se comportam como trinca.

Os resultados calculados com a aplicação da Equação de Irwin foram comparados com o valor de K_{Ic} determinado conforme as normas ASTM E399 (2012) e ISO 12135 (2016), o qual foi tomado como referência com objetivo de verificar a convergência dos resultados. Caso verdadeiro, poderemos admitir que os entalhes

fabricados nestas amostras tiveram comportamento de trinca e que o método foi válido.

Os cálculos foram continuados para as demais amostras cujos resultados de K_{IC} não se aproximaram do valor de referência, ou sejam, amostras com entalhes não singulares. Neste caso, foi aplicado a Equação proposta por Creager-Paris para determinação do fator de intensidade de tensão generalizado, K_{UC} e K_{VC} .

Por fim, os valores de K_{UC} e K_{VC} foram corrigidos pelo critério de Gómez para determinação do valor da tenacidade à fratura equivalente (K_{UC}^* e K_{VC}^*) do material. O valor de K_{IC} corrigido, ou seja, (K_{UC}^* e K_{VC}^*), foi comparado com o valor de K_{IC} de referência. A convergência dos resultados será discutida no Capítulo 4. Caso a convergência dos resultados tenham sido verificados, a metodologia adotada nesta pesquisa poderá ser considerada válida para determinação do valor de tenacidade à fratura obtida por ensaio de flexão sem trinca de fadiga.

3.4.12 Preparação das Amostras Para Análise Metalográfica

Com o objetivo de confirmar a estrutura obtida após os tratamentos térmicos, foi realizado um ensaio metalográfico das amostras retiradas dos CPs de números 47 e 70.

As amostras para a análise metalográfica do aço AISI 4340 temperado e revenido foram preparadas a partir do corte, com arrefecimento, da seção transversal dos CPs, seguida de embutimento em baquelite, executado na embutidora Arotec Pre 30 Automática, e das etapas de lixamento, polimento e ataque químico. O corte das amostras foram realizados na máquina de corte metalográfico Arotec 80.

No lixamento, o qual foi realizado na lixadeira semiautomática Panambra DP-10 Struess, foi utilizada uma sequência de lixas com granulometria diferentes, iniciando com a lixa 180, 320, 400, 600 e 1200 mesh. O lixamento foi executado em lixadeira semiautomática, com rotação da amostra em 90° entre as trocas de lixas até desaparecerem os riscos da lixa anterior. Para complementar essa etapa a amostra foi analisada no microscópio metalográfico Olympus, do LAMAV/UENF a cada troca de lixa.

Após o término do lixamento foi executado o polimento na politriz Arotec, modelo Aropol 2V, com utilização de micro abrasivo a base de pasta de alumina de

granulometria de 1 μ m sobre um pano de feltro para obtenção de uma superfície espelhada e isenta de riscos, o que foi constatado utilizando o microscópio metalográfico Olympus, do LAMAV/UENF.

Na sequência, as amostras foram submetidas a ataque químico com Nital 2 % para a revelação da microestrutura.

Após o ataque das amostras, foi utilizado o microscópio Confocal Olympus LEXT-3D Measuring L Microscope 4000, do LAMAV/UENF, onde pode-se obter uma imagem da microestrutura do material estudado.

A Figura 47 mostra uma das amostras preparadas para o ensaio metalográfico.



Figura 47 – Amostra do CP #47 após o processo de polimento.

A Figura 48 mostra o Microscópio Confocal Olympus LEXT-3D Measuring L Microscope 400, do LAMAV/UENF, utilizado na análise metalográfica.



Figura 48 – Microscópio Confocal Olympus LEXT- 3D Measuring L Microscope 4000, do LAMAV/UENF.

3.4.13 Análise Estatística de Weibull

Uma análise estatística utilizando a distribuição de Weibull foi realizada para os valores de tenacidade à fratura aparente para os dois tipos de entalhes. Os valores de tenacidade foram listados em uma Tabela em ordem crescente correlacionados com número sequencial. Em seguida é correlacionada com a probabilidade de falha (P_f) do CP #(i) (Equação 26).

$$P_f = \frac{i-1,5}{N} \quad (26)$$

Onde:

i é a ordem do espécime;

$P_f(i)$ é a probabilidade de falha do espécime de número i ;

N é a quantidade de espécimes no lote.

Na sequência foram criadas colunas com valores calculados do logaritmo da tenacidade à fratura aparente (Equação 27) e com o logaritmo da probabilidade de falha (Equação 28) do CP para os entalhes em “U”.

$$X(i) = \ln(K_{IC}, U) \quad (27)$$

$$Y(i) = \ln\left(\ln\left(\frac{1}{1-P_f(i)}\right)\right) \quad (28)$$

De igual modo, foram calculados para os CPs com entalhes em “V”.

Com as colunas das Equações 27 e 28 foi plotado um gráfico de dispersão (X,Y) e solicitado uma regressão linear com o coeficiente de determinação da regressão (R^2).

Em seguida foram calculados o coeficiente angular (β), que representa o módulo de Weibull (m) e reflete a reprodutibilidade do fenômeno; e o coeficiente linear (α). Quanto maior o valor de m menor a dispersão dos valores. Estes coeficientes

foram obtidos a partir de uma regressão linear simples apesar dos dados terem seus valores expressos em logaritmo neperiano.

A partir destes dados, foi calculado o coeficiente característico (θ) que determina o melhor representante da amostragem para os valores de tenacidade à fratura aparente, apresentado na Equação 29.

$$\theta = e^{\left(\frac{-y_0}{\beta}\right)} \quad (29)$$

Por fim, pôde ser obtido o valores da tenacidade à fratura aparente, para os dois tipos de entalhes.

CAPÍTULO 4 – RESULTADOS E DISCUSSÕES

Espera-se que a metodologia estudada para estimar o valor de tenacidade à fratura em corpos de prova com entalhes não singulares, ensaiados por flexão, convirjam para os valores de tenacidade à fratura padronizado, aplicando o critério de correção proposto por Gómez, 2006, tornando a realização do ensaio de tenacidade à fratura mais simples, rápido e com menor custo.

Será avaliado se ambos os entalhes propostos poderão ser adotados para obtenção dos valores de K_{Ic} para os ensaios de tenacidade à fratura da metodologia estudada.

4.1 Caracterização Química do Material Recebido

Os resultados obtidos na análise química do material estão apresentados na Tabela 7.

Tabela 7: Valores de concentração de elementos da liga do material recebido.

Bloco	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu
1	0,43	0,26	0,64	< 0,005	< 0,003	0,74	0,30	1,70	0,02	0,10
2	0,43	0,26	0,80	< 0,005	< 0,003	0,70	0,30	1,79	0,05	0,15
3	0,43	0,26	0,80	< 0,005	< 0,003	0,70	0,30	1,79	0,05	0,15

Os resultados obtidos foram comparados com os valores especificados na literatura (Tabela 4 da seção 3.2.1), sendo confirmado que os materiais recebidos enquadram-se para o aço AISI 4340, conforme a Norma ASTM A29 (2015).

4.2 Análise Dimensional dos CPs

As análises dimensionais dos CPs foram realizadas antes da realização dos ensaios e estão apresentadas a seguir.

Em todas as metodologias de cálculos executadas nesta pesquisa foram utilizados os valores individuais de cada CP e nunca as médias das medidas.

As Tabelas com os dimensionais para cada CP estão apresentadas no Apêndice. A Tabela A1 apresenta as dimensões dos CPs de tração temperado e revenido e a Tabela A2 apresenta as dimensões apenas com tratamento térmico de normalização. A Tabela A3 informa os valores obtidos para os CPs do tipo C(T), utilizado no ensaio de K_{Ic} padronizado. As dimensões dos CPs do tipo SE(B) com entalhe em “V” e os CPs com entalhe em “U”, estão apresentados nas Tabelas A4 e A5 do Apêndice, respectivamente.

A seguir estão apresentadas as médias, os desvios padrões e os C.V. dos dimensionais para cada tipo de CP.

A Tabela 8 apresenta as dimensões médias dos CPs de tração temperado e revenido.

Tabela 8 – Dimensões médias dos CPs de tração temperado e revenido.

Identificação do CP	A (mm)	Ø d_{médio} (mm)
Dimensões média (mm):	36,00	6,01
Desvio padrão (mm):	0,0	0,0
Coef. de variação (%):	0,0	0,6

O diâmetro médio dos CPs de tração foi de 6,01 ($\pm 0,0$) mm e o coeficiente de variação foi de 0,6 %.

E a Tabela 9 apresenta dos dimensionais médios dos CPs de tração apenas com tratamento térmico de normalização.

Tabela 9 – Dimensões médias dos CPs de tração com tratamento térmico de normalização.

Identificação do CP	A (mm)	Ø d_{médio} (mm)
Dimensões média (mm):	36,00	6,01
Desvio padrão (mm):	0,0	0,0
Coef. de variação (%):	0,0	0,6

Os CPs normalizados apresentaram os mesmos valores de diâmetro médio e de C.V. dos CPs temperados e revenidos, 6,01 ($\pm 0,0$) mm e 0,6 %, respectivamente.

A Tabela 10 abaixo informa os valores médios obtidos para os CPs do tipo C(T) utilizado no ensaio de K_{Ic} padronizado.

Tabela 10 – Dimensões médias dos CPs de K_{Ic} , formato C(T) com entalhe em “U”.

Identificação do CP	B (mm)	W (mm)	a_n (mm)	ρ (mm)
Dimensões média (mm):	25,22	50,67	25,14	0,146
Desvio padrão (mm):	0,3	0,1	0,8	0,0
Coef. de variação (%):	1,1	0,2	3,2	1,9

A média das dimensões dos CPs do tipo C(T) foram: B= 25,22 ($\pm 0,3$) mm com C.V. de 1,1 %, W= 50,67 ($\pm 0,1$) mm com C.V. de 0,2 %, a_n= 25,14 ($\pm 0,8$) mm com C.V. de 3,2 % e o raio (ρ)= 0,146 ($\pm 0,0$) mm com C.V. apresentando 1,9 %.

As dimensões médias dos CPs do tipo SE(B) com entalhe em “V” e os CPs com entalhe em “U”, estão apresentados nas Tabelas 11 e 12 a seguir.

Tabela 11 – Dimensões médias dos CPs de flexão, formato SE(B) com entalhe em “V”.

Identificação do CP	B (mm)	W (mm)	a (mm)	ρ (mm)	L (mm)	a/w
Dimensões média (mm):	12,72	25,41	12,47	0,206	114,8	0,49
Desvio padrão (mm):	0,1	0,1	0,3	0,0	0,3	0,0
Coef. de variação (%):	1,0	0,4	2,6	6,6	0,3	2,5

Para os CPs com entalhe em “V”, foi obtido para a dimensão espessura (B), o valor médio de 12,72 ($\pm 0,1$) mm, para a largura (W) foi obtido a média de 25,41 ($\pm 0,1$) mm, para o comprimento do entalhe (a) obteve-se a média de 12,47 ($\pm 0,3$) mm, para o raio do fundo do entalhe (ρ) foi obtido o valor médio de 0,206 ($\pm 0,0$) mm, para o comprimento total (L) dos CPs a média foi de 114,8 ($\pm 0,3$) mm e a razão a/W obteve-se o valor médio de 0,49 ($\pm 0,0$) mm.

Os coeficientes de variação obtidos foram menores que 3 %, exceto para o raio do entalhe (ρ), que apresentou 6,6 %. Para este, foi realizada uma análise estatística por ter apresentado um C.V. maior que as demais dimensões (Figura 49).

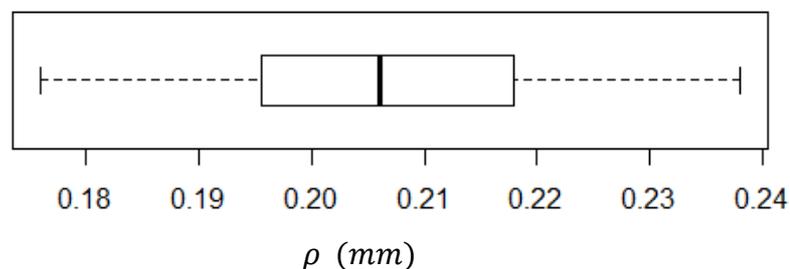


Figura 49 – Gráfico de *boxplot* referente aos valores de ρ , para os CPs SE(B), com entalhe em “V”.

A Figura 49 apresenta a dispersão dos valores de ρ , com valor mínimo e máximo, média e primeiro e segundo quartil. Pode observar-se que não houve outliers segundo a técnica de *boxplot* (McGill *et al.*, 1978). Portanto todos os CPs foram considerados e ensaiados.

Tabela 12 – Dimensões médias dos CPs de flexão, formato SE(B), com entalhe em “U”.

Identificação do CP	B (mm)	W (mm)	a (mm)	ρ (mm)	L (mm)	a/w
Dimensões média (mm):	12,76	25,37	12,87	0,170	114,9	0,51
Desvio padrão (mm):	0,0	0,1	0,1	0,0	0,0	0,0
Coef. de variação (%):	0,3	0,3	0,7	2,7	0,0	0,5

A Tabela acima apresenta os valores das dimensões dos CPs, SE(B), com entalhe em “U”. O valor médio da espessura (B), foi 12,76 ($\pm 0,0$) mm, a largura média (W) foi de 25,37 ($\pm 0,1$) mm, o comprimento médio do entalhe (a) apresentou o valor de 12,87 ($\pm 0,1$) mm, o raio do fundo do entalhe (ρ) apresentou o valor médio de 0,170 ($\pm 0,0$) mm, para o comprimento total (L) o valor médio foi de 114,9 ($\pm 0,0$) mm e a razão a/W obteve o valor médio de 0,51 ($\pm 0,0$) mm.

Os coeficientes de variação obtidos foram menores que 3 %, validando os CPs fabricados.

Apesar do raio do fundo do entalhe (ρ) ter apresentado o maior C.V. em comparação com as demais dimensões ainda assim a dispersão é muito baixa o que demonstra uma padronização dimensional entre os raios.

4.3 Ensaio de Tração

Foi realizado ensaios de tração para obtenção da tensão de escoamento (σ_{esc}), da tensão máxima ($\sigma_{m\acute{a}x}$), da tensão de ruptura (σ_{rup}) e do m\u00f3dulo de elasticidade (E) do AISI 4340 temperado e revenido.

O ensaio foi realizado conforme especificado na se\u00e7\u00e3o 3.4.7.

Os CPs #7 e #9 foram descartados pois o rompimento ocorreu fora da regi\u00e3o v\u00e1lida. A posi\u00e7\u00e3o da fratura em rela\u00e7\u00e3o a regi\u00e3o v\u00e1lida do corpo de prova est\u00e1 apresentado na Figura 50.



Figura 50 – CPs de tração fraturados fora da regi\u00e3o v\u00e1lida ap\u00f3s o ensaio. (a) Fotografia do CP #7. (B) Fotografia do CP #9.

As curvas de tensão vs. deformação estão plotadas no gráfico da Figura 51.

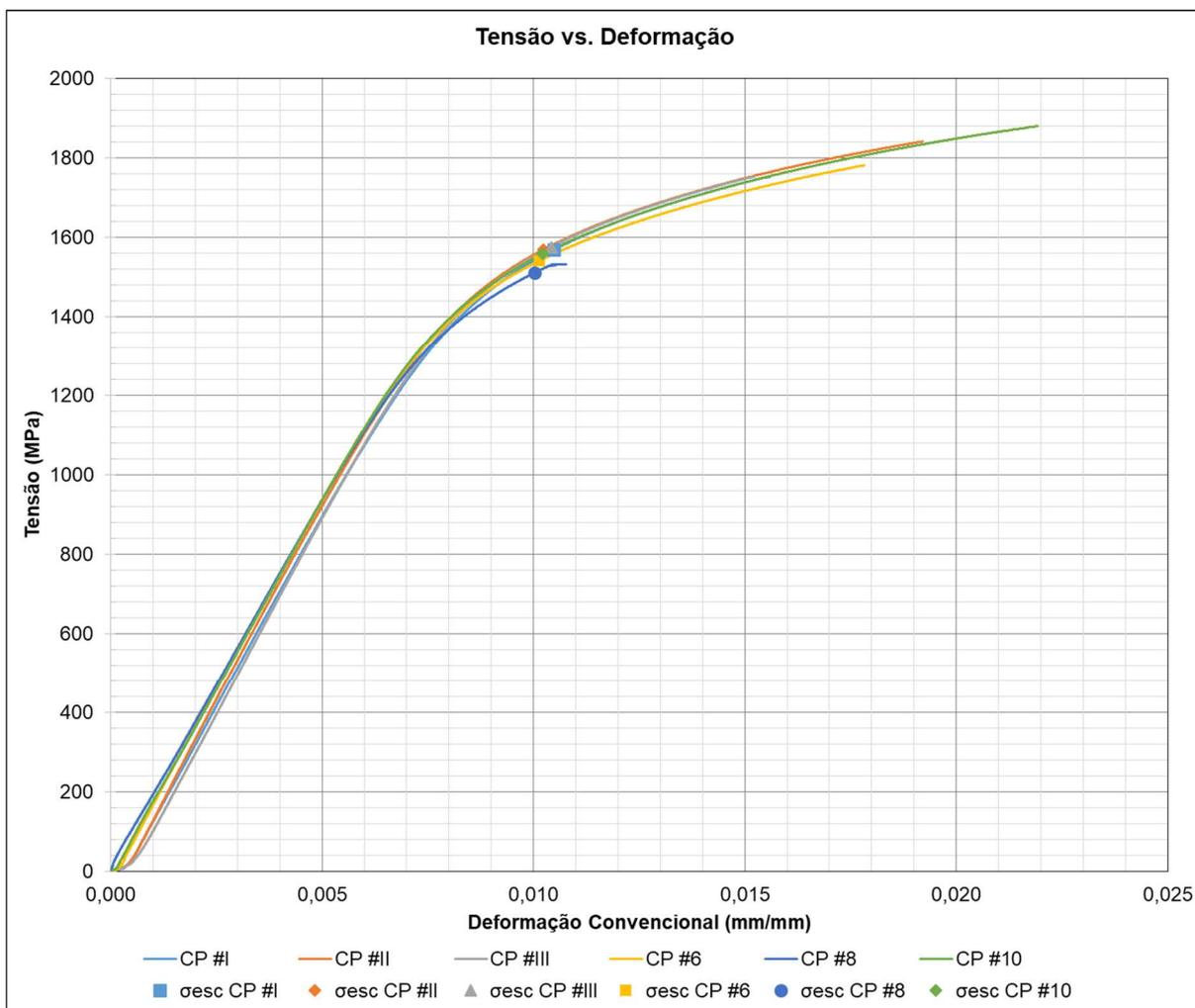


Figura 51 – Curvas tensão vs. deformação do AISI 4340 temperado e revenido.

As curvas apresentam uma região linear elástica no início, seguida de uma região não linear nas proximidades o limite de escoamento (ponto marcado nas curvas) a partir da qual o material passou a apresentar deformações irreversíveis, características dos metais dúcteis.

Entretanto, as curvas referentes aos CPs #8 e #10 apresentaram uma região plástica menor que os demais espécimes, como pode ser identificado com mais acurácia nas curvas de força vs. deslocamento apresentada na Figura 52.

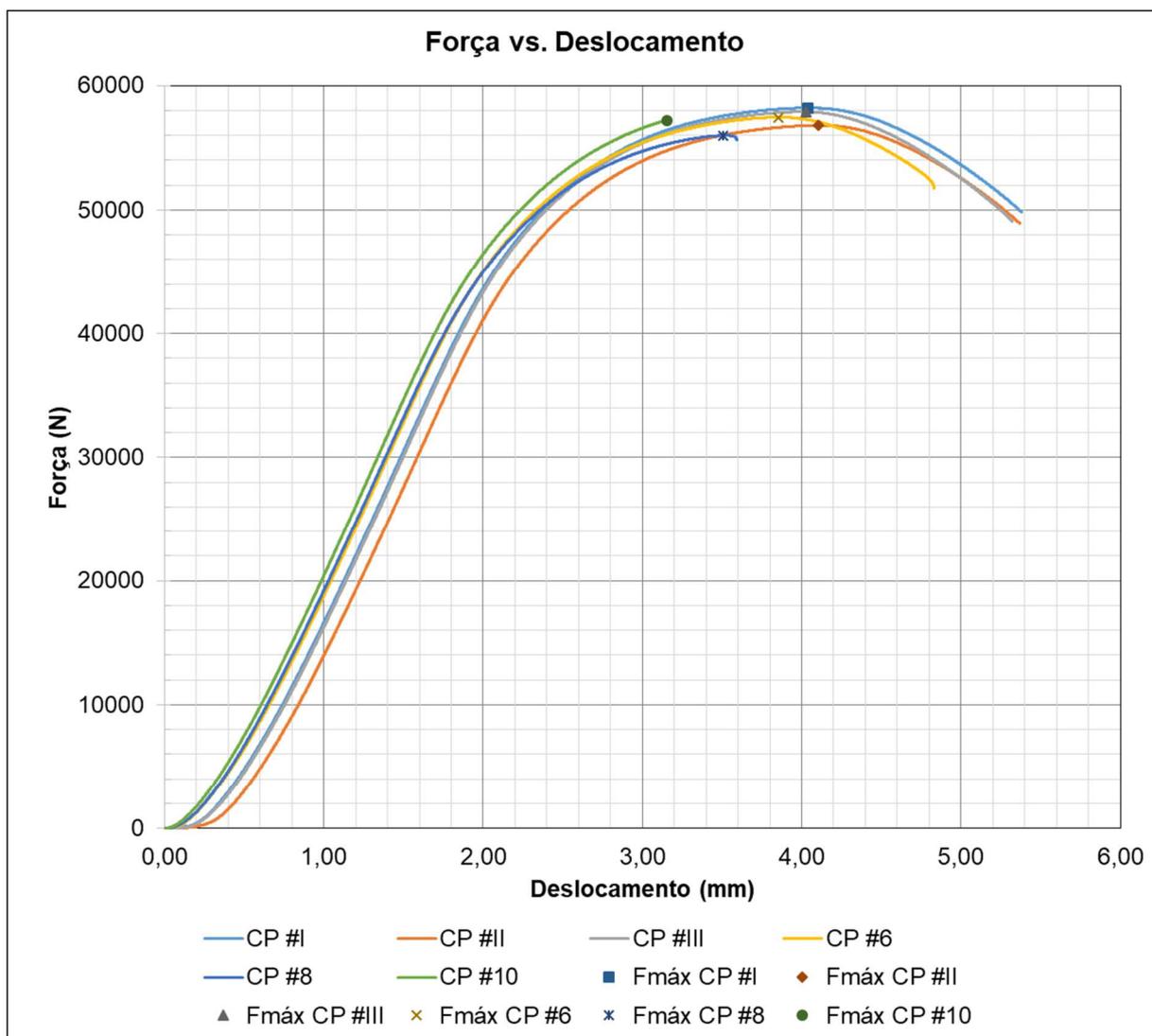


Figura 52 – Gráfico carga vs. deslocamento do AISI 4340 temperado e revenido.

Neste gráfico, os marcadores representam os valores da força máxima obtidas durante os ensaios. A fratura do CP #8 ocorreu na carga máxima de 55,99 kN, típico à material frágil, mas neste caso o material apresentou uma região plástica previamente à ruptura, o que é comum dos metais dúcteis.

O carregamento do CP #10 apresentou o mesmo comportamento mas, com uma região plástica mais representativa em relação ao CP #8. A carga máxima ocorreu com 57,19 kN seguida logo após da fratura.

Também pode ser observado neste gráfico que as curvas de força vs. deslocamento dos demais espécimes apresentam pontos bem definidos de carga máxima e de ruptura a partir das quais foram calculadas as tensões máxima ($\sigma_{\text{máx}}$) e as tensões de ruptura (σ_{rup}).

A Figura 53 mostra a curva tensão vs. deformação obtida para o CP #10, com o procedimento para identificação do limite de escoamento e obtenção do módulo de elasticidade (E). Para todos os demais CPs a metodologia foi idêntica.

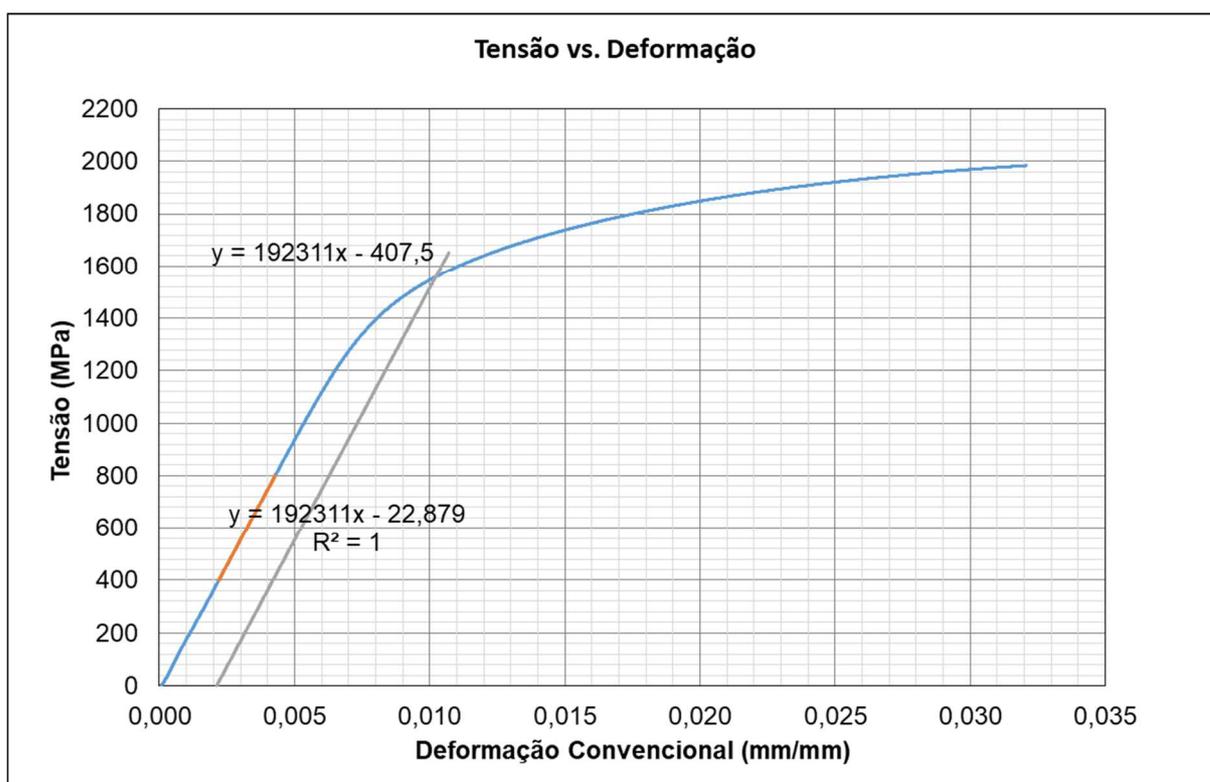


Figura 53 – Gráfico do módulo de elasticidade do CP #10 temperado e revenido.

A tensão de escoamento (σ_{esc}) foi determinada traçando uma reta paralela à porção linear distante 0,2 % da origem do eixo das deformações. O ponto de interseção desta reta com a curva de tensão vs. deformação representa a σ_{esc} .

A inclinação da porção linear da curva tensão vs. deformação (coeficiente angular) representa o módulo de elasticidade (E) em MPa.

A seguir é apresentada a Tabela 13 com os valores de σ_{esc} , $\sigma_{m\acute{a}x}$, σ_{rup} e E, além da carga máxima e do diâmetro médio de cada CP.

Tabela 13 – Valores de σ_{esc} , $\sigma_{m\acute{a}x}$, σ_{rup} , E, carga máxima e \varnothing diâmetro médio dos CPs temperado e revenido.

Identificação do CP	\varnothing $d_{m\acute{e}dio}$ (mm)	Carga máxima (N)	Tensão de escoamento (MPa)	Tensão máxima (MPa)	Tensão de ruptura (MPa)	Módulo de elasticidade (E) (GPa)	Validade do ensaio
I	6,02	58197,6	1569	2045	1752	193	Válido
II	5,93	56795,9	1569	2056	1771	198	Válido
III	6,00	57891,0	1576	2047	1736	199	Válido
6	6,02	57448,4	1541	2018	1817	192	Válido
7	5,72	54574,6	1660	2124	2087	215	Não Válido
8	6,04	55988,7	1511	1954	1940	188	Válido
9	5,69	55295,1	1697	2175	2154	219	Não Válido
10	6,04	57193,2	1559	1996	1995	192	Válido
Tensão média (MPa):	6,01	57252,5	1554	2020	1835	194	
Desvio padrão (MPa):	0,0	724,4	22,1	35,6	98,2	3,8	
Coefficiente de variação (%):	0,6	1,3	1,4	1,8	5,4	2,0	

Os valores médios das tensões calculados para o AISI 4340, temperado e revenido a 180 °C por 2 h obtidos no ensaio de tração foram σ_{esc} 1554 (\pm 22,1) MPa, $\sigma_{m\acute{a}x}$ 2020 (\pm 35,6) MPa e σ_{rup} 1835 (\pm 98,2) MPa. O módulo de elasticidade (E) atingiu o valor médio de 194 (\pm 3,8) GPa.

O valor médio da carga máxima ($F_{m\acute{a}x}$) e o diâmetro médio (\varnothing $d_{m\acute{e}dio}$) foram 57,2 (\pm 0,7) kN e 6,01 (\pm 0,0) mm, respectivamente.

Os resultados “não válidos” não foram considerados para o cálculo da média, do D.P. e do C.V.

Os coeficientes de variação obtidos foram considerados adequados (aproximadamente 1 % para σ_{esc} , $F_{m\acute{a}x}$ e \varnothing $d_{m\acute{e}dio}$; 2 % para $\sigma_{m\acute{a}x}$ e E; e 5 % para σ_{rup}).

Apesar da σ_{esc} de 1554 MPa obtida representar um desvio de 5,8 % da σ_{esc} desejada (seção 2.2.3), concluímos que o objetivo foi alcançado e que a definição da rota de tratamento térmico como a sua execução foi adequada, mesmo com a limitação de recursos no laboratório para o desenvolvimento de atividades de tratamentos térmicos de metais.

Do mesmo modo que foram obtidas as propriedades mecânicas do AISI 4340 temperado e revenido, foram obtidas para o material apenas com tratamento térmico de normalização.

Também foram criadas as curvas de tensão vs. deformação de engenharia apresentadas no gráfico da Figura 54.

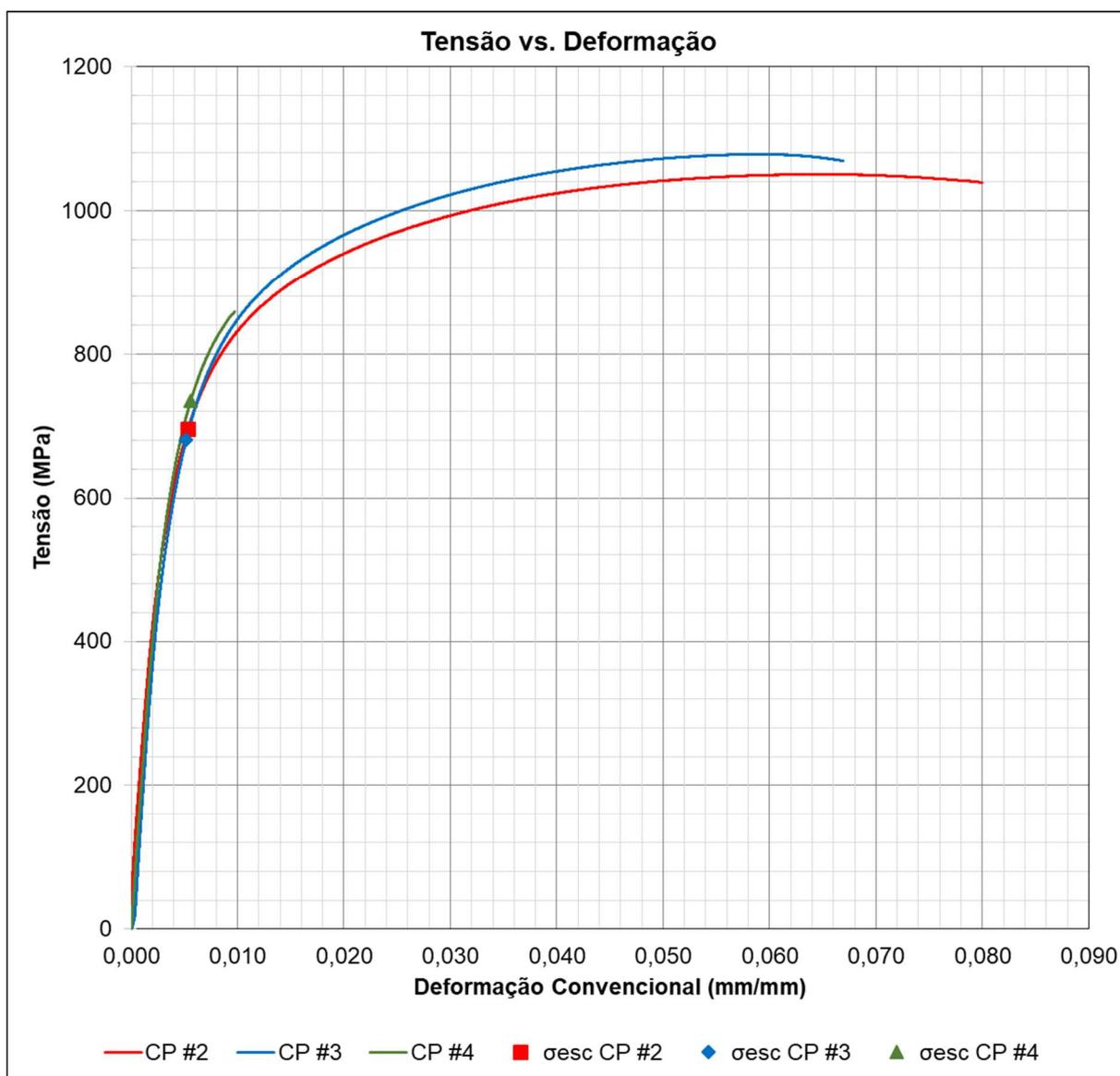


Figura 54 – Curvas tensão vs. deformação do AISI 4340 normalizado.

Como esperado, as curvas apresentam uma região linear e elástica no início e uma região não linear e plástica do meio para o fim do ensaio. A marcação nas curvas indicam o limite de escoamento.

Nas curvas de força vs. deslocamento apresentada na Figura 55, pode-se observar que a forma das mesmas representam o comportamento típico de um aço dúctil.

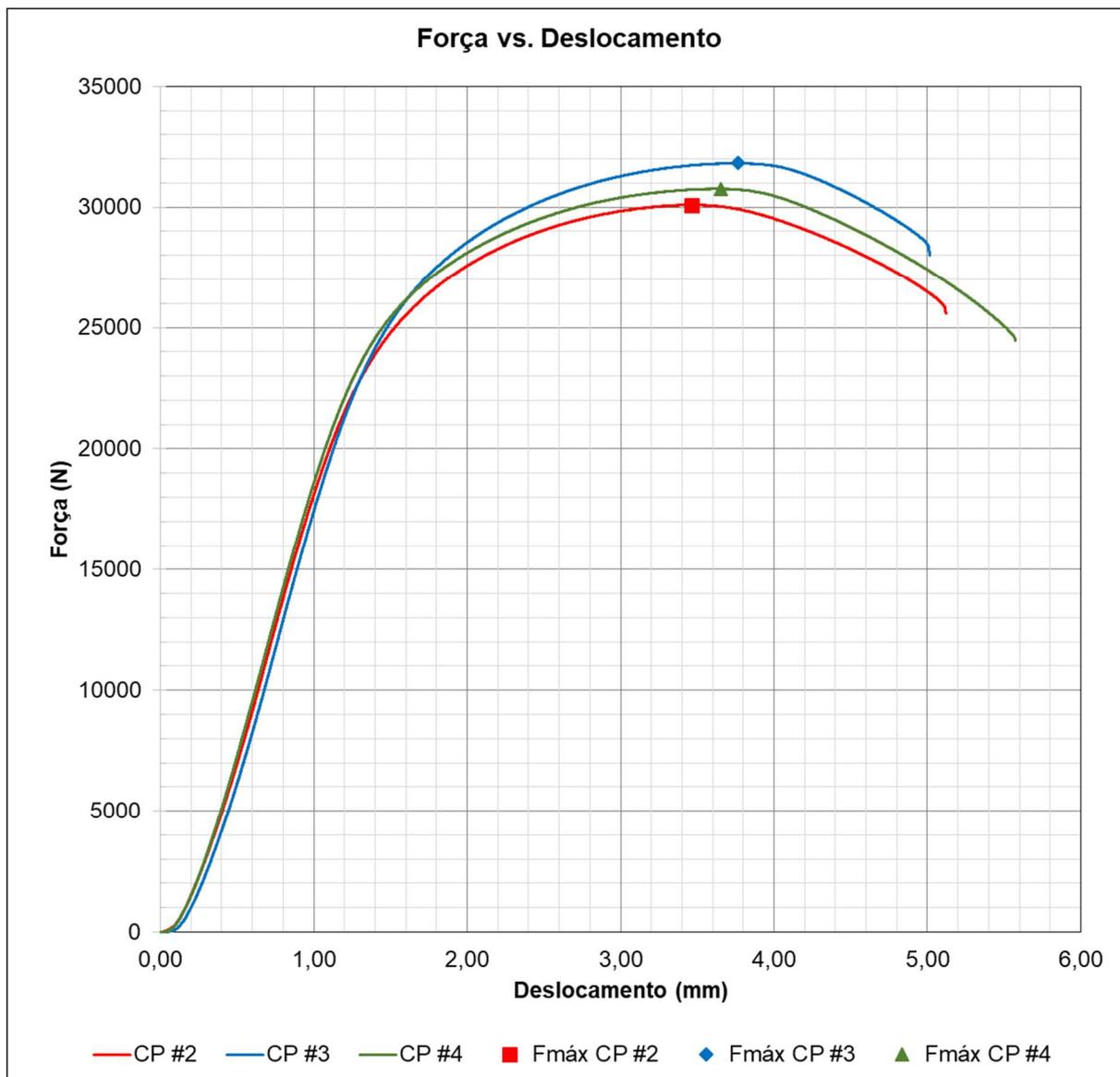


Figura 55 – Gráfico carga vs. deslocamento do AISI 4340 normalizado.

O gráfico apresenta curvas com regiões elásticas e plásticas bem definidas, atingindo o ápice na $F_{máx}$ (marcadores sobre as curvas), a partir da qual pode-se calcular o limite de resistência a tração ($\sigma_{máx}$), por sua vez, é imediatamente anterior ao início da estricção e por conseguinte o decréscimo da carga, caracterizada por uma redução da seção de fratura. A tensão de ruptura representa a última tensão suportada pelo material antes da fratura.

A Figura 56 mostra a curva tensão vs. deformação obtida para o CP #2, com a identificação do limite de escoamento e o módulo de elasticidade (E).

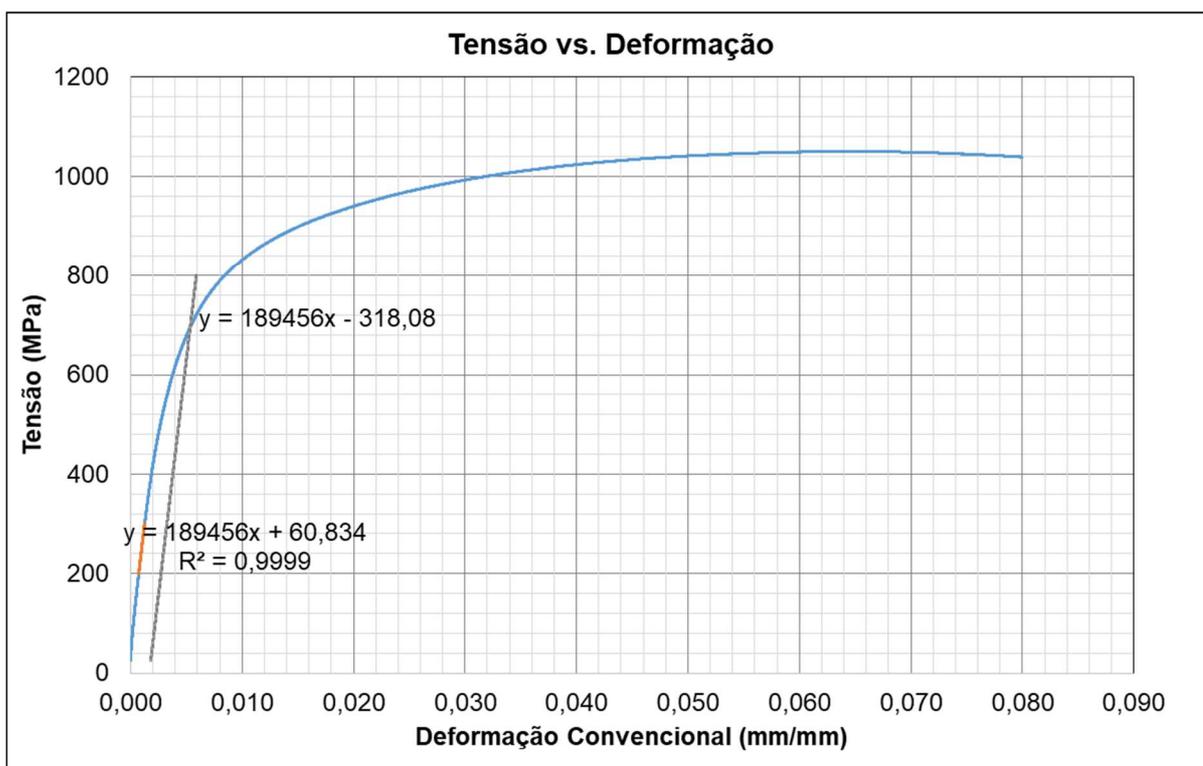


Figura 56 – Gráfico do módulo de elasticidade do CP #2 normalizado.

O ponto de interseção da reta paralela traçada a 0,2 % da origem do eixo das deformações com a curva de tensão vs. deformação define a σ_{esc} .

O módulo de elasticidade (E) é representado pelo coeficiente angular da reta gerada a partir da porção linear da curva tensão vs. deformação, que neste caso foi limitado na faixa de 200 a 400 MPa, que demonstrou ser a região linear do gráfico.

A Tabela 14 apresenta os valores de σ_{esc} , $\sigma_{m\acute{a}x}$, σ_{rup} , E , $F_{m\acute{a}x}$ e $\varnothing d_{m\acute{e}dio}$ de cada CP com tratamento t\termico de normaliza\c{c}\~ao.

Tabela 14 – Valores de σ_{esc} , $\sigma_{m\acute{a}x}$, σ_{rup} , E , $F_{m\acute{a}x}$ e $\varnothing d_{m\acute{e}dio}$ do AISI 4340, normalizado.

Identifica\c{c}\~ao do CP	$\varnothing d_{m\acute{e}dio}$ (mm)	Carga m\acute{a}xima (N)	Tens\~ao de escoamento (MPa)	Tens\~ao m\acute{a}xima (MPa)	Tens\~ao de ruptura (MPa)	M\~odulo de elasticidade (E) (GPa)	Validade do ensaio
2	6,04	30095,3	706	1050	888	178	V\~alido
3	6,13	31816,8	709	1078	949	188	V\~alido
4	6,03	30760,7	741	1077	856	196	V\~alido
5	6,00	30232,6	722	1069	973	183	N\~ao V\~alido
Tens\~ao m\acute{e}dia (MPa):	6,07	30890,9	719	1069	898	187	
Desvio padr\~ao (MPa):	0,0	708,8	15,8	12,9	38,7	7,4	
Coefficiente de varia\c{c}\~ao (%):	0,7	2,3	2,2	1,2	4,3	3,9	

Os valores m\acute{e}dios obtidos para o AISI 4340, apenas normalizado foram: σ_{esc} 719 ($\pm 15,8$) MPa, $\sigma_{m\acute{a}x}$ 1069 ($\pm 12,9$) MPa, σ_{rup} 898 ($\pm 38,7$), E 187 ($\pm 7,4$) GPa, $F_{m\acute{a}x}$ 30,9 ($\pm 0,7$) kN e $\varnothing d_{m\acute{e}dio}$ 6,07 ($\pm 0,0$) mm.

Os coeficientes de varia\c{c}\~ao obtidos foram considerados adequados (aproximadamente 1 % para $\sigma_{m\acute{a}x}$ e $\varnothing d_{m\acute{e}dio}$; 2 % para $F_{m\acute{a}x}$ e σ_{esc} ; e 4 % para E e σ_{rup}).

O CP #5 foi descartado uma vez que a fratura ocorreu fora da regi\~ao v\~alida, como pode ser visto na Figura 57, e seu resultado n\~ao foi considerado para o c\~alculo da m\acute{e}dia, do D.P. e do C.V.



Figura 57 – CP #5 de tra\c{c}\~ao fraturado fora da regi\~ao v\~alida.

A Tabela 15 apresenta os valores das propriedades mecânicas obtidos através dos ensaios de tração do AISI 4340 apenas normalizado e do AISI 4340 temperado e revenido.

Tabela 15 – Valores médios das propriedades mecânicas do AISI 4340 normalizado e do AISI 4340 temperado e revenido.

Material	Carga máxima (N)	Tensão de escoamento (MPa)	Tensão máxima (MPa)	Tensão de ruptura (MPa)	Módulo de elasticidade (E) (GPa)
AISI 4340 Normalizado	30890,9	719	1069	898	187
AISI 4340 Temperado e Revenido (180°C por 2h)	57252,5	1554	2020	1835	194
Ganho de Resistência Mecânica (%)	46,0	53,7	47,1	51,1	3,5

Analisando os resultados obtidos para a resistência mecânica entre as duas fases do tratamento térmico, constatou-se que o tratamento térmico de têmpera e revenido elevou a resistência mecânica em aproximadamente 50 % em comparação ao material apenas normalizado.

O módulo de elasticidade representa a resistência do material à deformação elástica, sendo considerado como rigidez. Quanto maior o módulo de elasticidade menor será a deformação elástica resultante da aplicação de uma determinada tensão, ou seja, mais rígido será o material (Callister, 2013).

O módulo de elasticidade resulta em uma relação linear da curva tensão vs. deformação, entretanto alguns materiais não apresentam linearidade na região elástica (tais como, ferro fundido cinzento, concreto e muitos polímeros), impossibilitando a determinação do E como descrito anteriormente. Nestes casos, utiliza-se normalmente o módulo tangente ou o módulo secante (Callister, 2013).

Apesar das curvas tensão vs. deformação dos espécimes apenas normalizados ter apresentado uma leve curvatura da porção elástica, foi possível determinar o módulo de elasticidade pelo coeficiente angular da reta gerada a partir da porção linear da curva tensão vs. deformação.

Observa-se uma redução de 3,5 % no módulo de elasticidade (E) para o material normalizado, o que era esperado, uma vez que a tensão de escoamento obtida foi menor que a tensão de escoamento do material temperado e revenido. Como um menor E representa menor rigidez, e conseqüentemente maior deformação

elástica, era esperado que o módulo de elasticidade (E) para o material normalizado fosse menor.

4.4 Ensaio de Tenacidade à Fratura Padronizado

Nesta seção são apresentados e discutidos os resultados obtidos nos ensaios de tenacidade à fratura (K_{IC}) conforme os critérios estabelecidos nas normas ASTM E399 (2012) e ISO 12135 (2016), que foram tomadas como referência para análise da metodologia estudada.

Conforme descrito na seção 3.4.8, todos os critérios estabelecidos nas referidas normas foram verificados para determinação dos valores de K_{IC} .

O CP #2 rompeu por fratura frágil no momento do procedimento de geração da trinca de fadiga inviabilizando sua aplicação para determinação de K_{IC} . A norma ASTM E399 (2012) recomenda que a carga máxima aplicada não deve exceder 60 % da $P_{máx}$ calculada. Portanto, foi adotada uma carga máxima cíclica de 50 kN. No entanto, o CP #2 não suportou o carregamento sofrendo uma fratura catastrófica. Para diminuir a possibilidade de ocorrência de danos, os demais CPs, foram ciclados com uma carga máxima de 20 kN.

A Tabela 16 apresenta os resultados de tenacidade à fratura (K_{IC}) utilizando os critérios das normas ASTM E399 (2012) e ISO 12135 (2016)

Tabela 16 – Valores de K_{IC} conforme as normas ASTM E399 (2012) e ISO 12135 (2016).

Identificação do CP	ASTM E399		ISO 12135	
	K_{IC} (MPa.m ^{1/2})	Validade do ensaio	K_{IC} (MPa.m ^{1/2})	Validade do ensaio
1	50,9	Válido	49,9	Válido
3	50,8	Não Válido	50,3	Não Válido
4	52,6	Não Válido	51,7	Não Válido
K_{IC} médio (MPa*m ^{1/2}):	51,4		50,6	
Desvio padrão (MPa*m ^{1/2}):	0,8		0,8	
Coefficiente de variação (%):	1,6		1,5	

Na verificação dos critérios que devem ser atendidos para que o resultado obtido de K_{Ic} seja considerado válido, apenas o CP #1 atendeu todos os quesitos para ambos os padrões.

Os CPs #3 e #4 não atenderam o critério do comprimento mínimo da trinca de fadiga, conforme apresentado nas Tabelas 17 e 18. Todos os demais critérios foram atendidos.

Tabela 17 – Verificação do comprimento mínimo da trinca de fadiga para o ensaio de K_{Ic} segundo o critério da norma ASTM E399 (2012).

$\Delta a_{f1}, \Delta a_{f2}, \Delta a_{f3}, \Delta a_{f4}, \Delta a_{f5} \geq 1,3 \text{ mm}$						
Δa_f	CP 1	Verificação	CP 3	Verificação	CP 4	Verificação
Δa_{f1}	1,5	Procede	1,2	Não Procede	1,1	Não Procede
Δa_{f2}	1,7	Procede	1,2	Não Procede	1,4	Procede
Δa_{f3}	2,2	Procede	1,7	Procede	1,9	Procede
Δa_{f4}	1,5	Procede	0,0	Não Procede	1,2	Não Procede
Δa_{f5}	2,5	Procede	1,6	Procede	2,2	Procede

A Tabela 17 apresenta as dimensões do comprimento da trinca de fadiga segundo o critério da norma ASTM E399 (2012) e a Tabela 18 apresenta as dimensões do comprimento da trinca de fadiga segundo o critério da norma ISO 12135 (2016).

Tabela 18 – Verificação do comprimento mínimo da trinca de fadiga para o ensaio de K_{Ic} segundo o critério da norma ISO 12135 (2016).

$\Delta a_{f1}, \Delta a_{f2}, \Delta a_{f3}, \Delta a_{f4}, \Delta a_{f5}, \Delta a_{f6}, \Delta a_{f7}, \Delta a_{f8}, \Delta a_{f9} \geq 1,3 \text{ mm}$						
Δa_f	CP 1	Verificação	CP 3	Verificação	CP 4	Verificação
Δa_{f1}	1,3	Procede	1,0	Não Procede	1,0	Não Procede
Δa_{f2}	1,3	Procede	1,1	Não Procede	1,0	Não Procede
Δa_{f3}	1,4	Procede	1,2	Não Procede	1,1	Não Procede
Δa_{f4}	1,3	Procede	1,1	Não Procede	1,0	Não Procede
Δa_{f5}	1,6	Procede	1,6	Procede	1,3	Procede
Δa_{f6}	1,5	Procede	1,2	Não Procede	1,2	Não Procede
Δa_{f7}	2,0	Procede	1,6	Procede	1,7	Procede
Δa_{f8}	1,3	Procede	0,1	Não Procede	1,0	Não Procede
Δa_{f9}	1,9	Procede	1,4	Procede	1,7	Procede

Conforme apresentado na seção 3.4.8, os procedimentos das normas ASTM E399 (2012) e ISO 12135 (2016) exigem a verificação do comprimento mínimo da trinca de fadiga, que para este trabalho deve ser $\geq 1,3$ mm. Na obtenção desta medida, observou-se que as trincas de fadiga (Δa_f) das posições marcadas nas Tabelas 17 e 18 não atenderam a este requisito.

As Figuras 58 e 59 mostram os procedimentos para medição do comprimento da trinca de fadiga conforme a norma ASTM E399 (2012) e ISO 12135 (2016), respectivamente, para o CP #1.

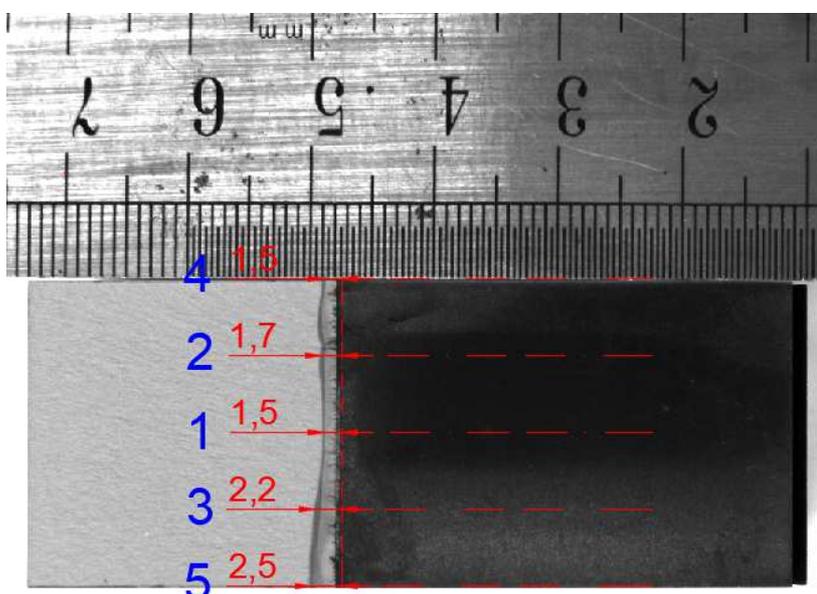


Figura 58 – Procedimento para medição da trinca de fadiga conforme a norma ASTM E399 (2012). CP #1 do tipo C(T).

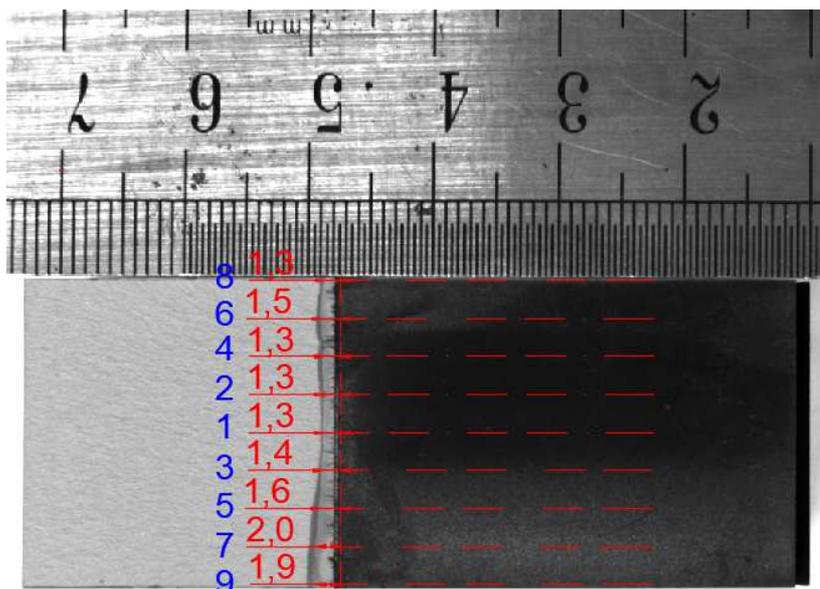


Figura 59 – Procedimento para medição da trinca de fadiga conforme a norma ISO 12135 (2016). CP #1 do tipo C(T).

Observa-se que para a norma ASTM E399 (2012) são medidos cinco pontos para a determinação do comprimento da trinca de fadiga e que para a ISO 12135 (2016) são medidos nove pontos.

As normas ASTM E399 (2012) e ISO 12135 (2016) são extremamente rigorosas. Devido às dimensões excessivas dos CPs, é razoável supor que embora os valores de K_{Ic} obtidos para os CPs #3 e #4 sejam considerados “não válidos” por ambas as normas, o valor do CP #1 confirma a validade dos dois, pela sua proximidade, conforme apresentado na Tabela 16.

Portanto, mesmo os CPs #3 e #4 não atendendo este critério, os resultados obtidos de K_{Ic} foram considerados para o cálculo da média por apresentarem resultados muito próximo ao resultado válido.

O valor médio de K_{Ic} obtido foi de $51,4 (\pm 0,8) \text{ MPa.m}^{1/2}$ e $50,6 (\pm 0,8) \text{ MPa.m}^{1/2}$ para a norma ASTM E399 (2012) e ISO 12135 (2016), respectivamente, com coeficiente de variação de 1,6 % para o procedimento da ASTM E399 (2012) e 1,5 % para a ISO 12135 (2016).

Comparando os resultados de K_{Ic} entre as normas utilizadas, observa-se uma variação de 1,56 % entre eles.

Tomando a média de K_{Ic} entre as duas normas, tem-se $51,0 \text{ MPa.m}^{1/2}$.

A norma ASTM E399 (2012), na Tabela 2, apresenta o valor médio de K_{IC} de 50,38 MPa.m^{1/2}, com desvio padrão de 2,12 MPa.m^{1/2}, para o aço AISI 4340 temperado e revenido a 260 °C.

Apesar da temperatura de revenimento adotada neste estudo ser diferente do valor da propriedade apresentada pela ASTM E399 (2012), era esperado obter valores próximos. Foi estimado inicialmente para este estudo o valor de tenacidade à fratura (K_{IC}) de 60,4 MPa.m^{1/2}, conforme descrito na seção 2.2.3.

O valor de K_{IC} de 50,0 MPa.m^{1/2} foi adotado como referência para o desenvolvimento deste trabalho. Apesar do K_{IC} de 50,0 MPa.m^{1/2} representar um desvio de 17,2 % do desejado inicialmente, o objetivo foi considerado atendido, uma vez que a propriedade de tenacidade à fratura apresenta resultados muito dispersos.

4.5 Ensaio de Flexão em Quatro Pontos

Nesta seção foram apresentados e discutidos os resultados obtidos nos ensaios de flexão em quatro pontos para os CPs com entalhe em “V” e “U”.

A Tabela C1 do Apêndice apresenta os valores de carregamento obtidos nos ensaios de flexão em quatro pontos para os entalhes em “V” e “U” e a Tabela 19 apresenta a média e o desvio padrão destes carregamentos

Tabela 19 – Valores médios de carga de flexão, desvio padrão e C.V. obtidos através dos ensaios de flexão em quatro pontos, entalhes em “V” e “U”.

	Carga de Flexão (Entalhe em V) (kN)	Carga de Flexão (Entalhe em U) (kN)
Carga de Flexão média (N):	56,02	81,84
Desvio padrão (N):	17,13	16,45
Coef. de variação (%):	30,6	20,1

Os ensaios de flexão em quatro pontos apresentaram uma carga média de 56,02 (± 17,13) kN para os CPs com entalhe em “V” e 81,84 (± 16,45) kN para os CPs com entalhe em “U”.

Os coeficientes de variação obtidos foram de 30,6 % e 20,1 % para os CPs com entalhe em “V” e com entalhe em “U”, respectivamente, os quais foram considerados altos.

A Figura 60 mostra um gráfico típico de carga vs. deslocamento. Esta curva representa os valores de carregamento obtido para o CP #11, com entalhe em “V”.

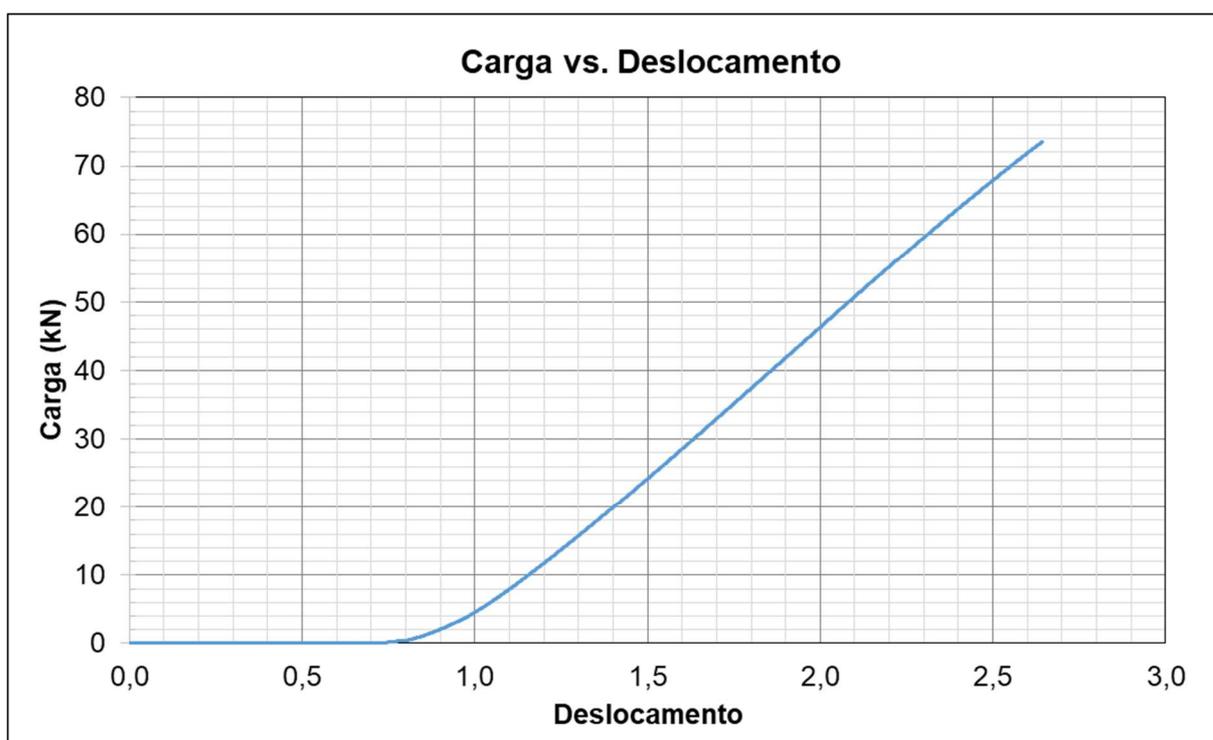


Figura 60 – Gráfico típico de carga vs. deslocamento (CP #11).

Este gráfico foi apresentado para verificar o comportamento do carregamento do material, onde pode-se observar que a carga máxima foi inferior ao limite da célula de carga utilizada. Não houveram eventos inesperados no carregamento até a fratura dos CPs, exceto para o CP 26, que apresentou resistência à flexão superior à estimada, não sendo rompido pela máquina de ensaios.

Estes dados foram utilizados para calcular a tensão máxima na raiz do entalhe de cada CP.

No entanto este gráfico não traz muita utilidade pois não permite estimar a deformação ou a resistência máxima do material, sendo mais apropriado o gráfico tensão vs. deformação.

Nas Figuras 61 e 62 são apresentados os gráficos de tensão máxima vs. deformação para os ensaios de flexão em quatro pontos com *straingage*. Estes gráficos também representam o comportamento típico dos corpos de prova ensaiados sem *straingage*.

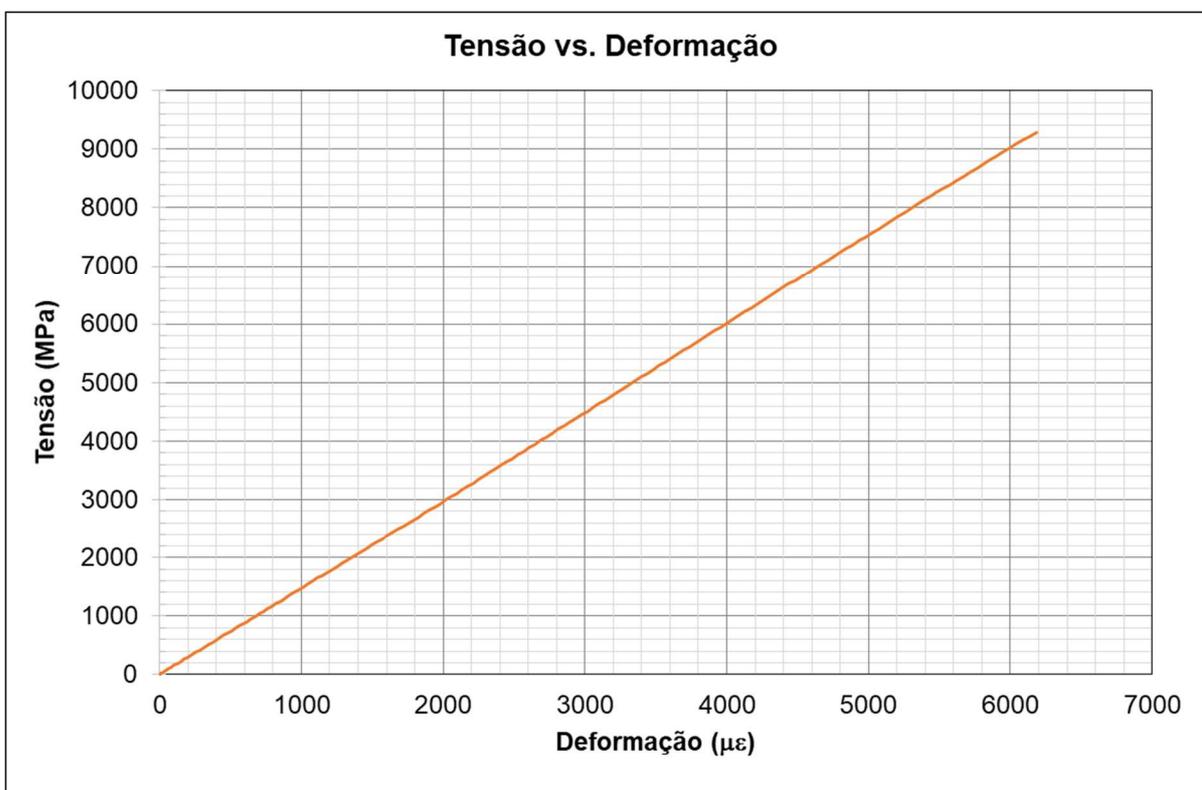


Figura 61 – Gráfico da tensão máxima na raiz do entalhe vs. deformação, para o CP # 30, tipo SE(B), com entalhe em “V”.

A curva deste gráfico representa a tensão máxima na raiz do entalhe, amplificada pelo K_{tg} , conforme Pilkey (2008), para cada ponto de carregamento vs. a deformação obtida pelo *straingage* posicionado na superfície oposta ao entalhe (Figura 43 apresentada na seção 3.4.9).

Como pode ser observado, este corpo de prova (Figura 61) atingiu a tensão máxima de 9289,06 MPa. O comportamento observado foi de fratura frágil em função de não ter apresentado, antes da fratura, diminuição da tensão durante a deformação plástica.

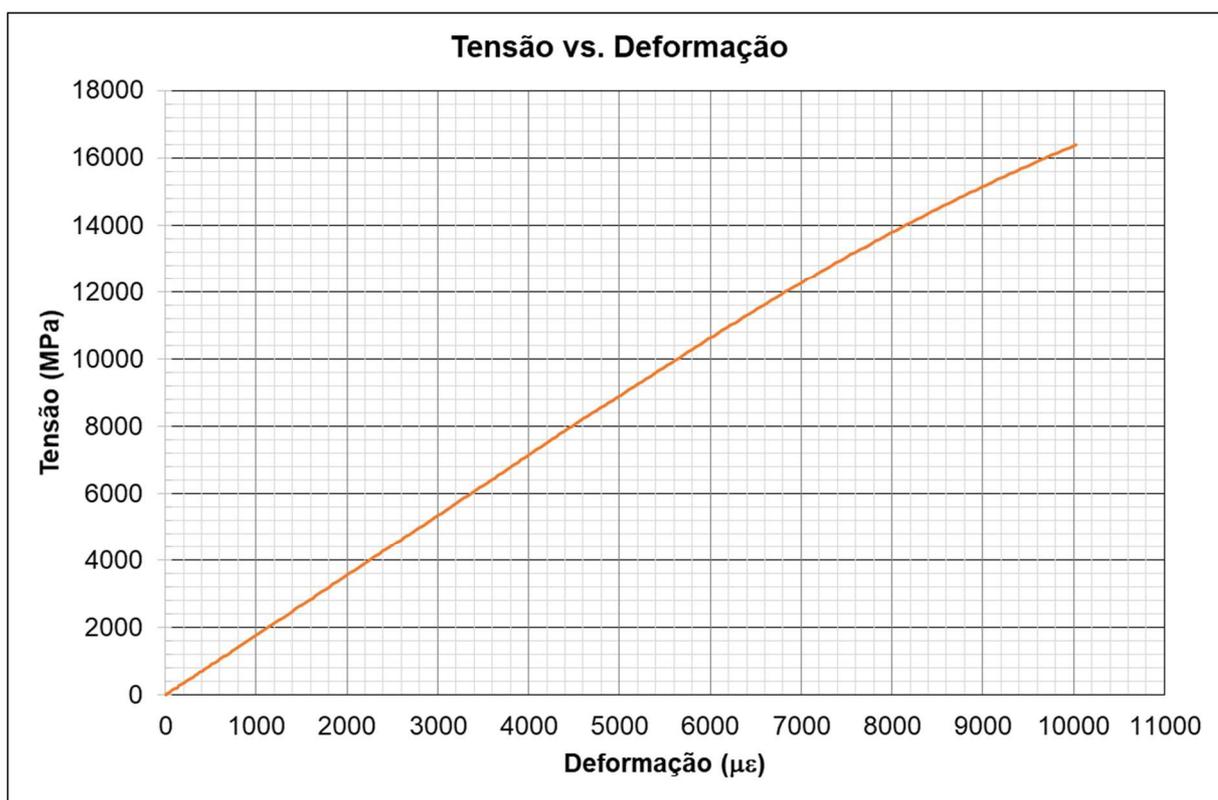


Figura 62 – Gráfico tensão máxima na raiz do entalhe vs. deformação, para o CP # 70, tipo SE(B), com entalhe em “U”.

Do mesmo modo que o CP #30 (entalhe em “V”), o CP #70 (entalhe em “U”) representa a tensão máxima na raiz do entalhe vs. a deformação obtida pelo *straining*. Este CP rompeu ao atingir a tensão máxima de 16377,95 MPa.

Visando verificar os valores obtidos experimentalmente foi desenvolvido um modelo do CP #70 com suas dimensões reais, apresentado na Figura 63.

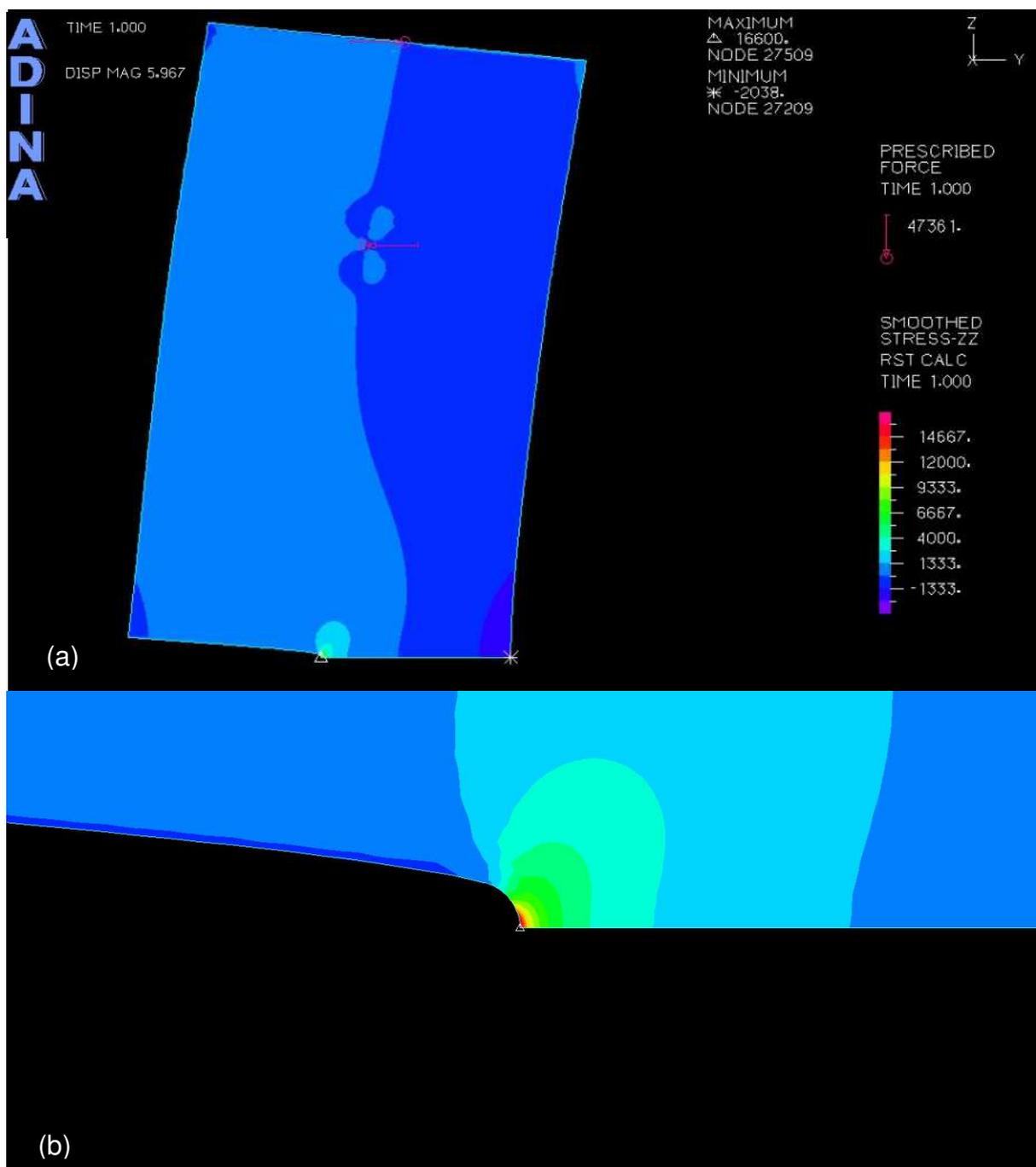


Figura 63 – MEF do CP #70, flexão em quatro pontos, entalhe em “U”. (a) Campo de tensão em meio modelo. (b) Campo de tensão na região da raiz do entalhe.

A partir do modelo de elementos finitos foi possível simular o carregamento e o campo de tensões na superfície oposta ao entalhe do CP #70. Com o valor da carga de ruptura foi possível estimar a deformação na superfície do CP, conforme descrito na Tabela 20.

Tabela 20 – Valores de carregamento, tensão e deformação máxima do CP #70.

	Valor
Carga de Flexão máxima (kN):	94,72
Tensão máxima (MPa):	16378
Deformação <i>straiingage</i> ($\mu\epsilon$):	10028
Deformação MEF ($\mu\epsilon$):	9971
Percentual de Variação (%):	0,57

Como pode ser observado nesta Tabela, a diferença entre o valor de deformação obtido experimentalmente (*straiingage*) e o valor simulado no modelo de MEF foi de 0,57 %. Diante deste percentual de variação pode-se considerar que o MEF confirma o valor obtido experimentalmente.

Uma fotografia da superfície de fratura de um CP do tipo SE(B) é apresentada na Figura 64.

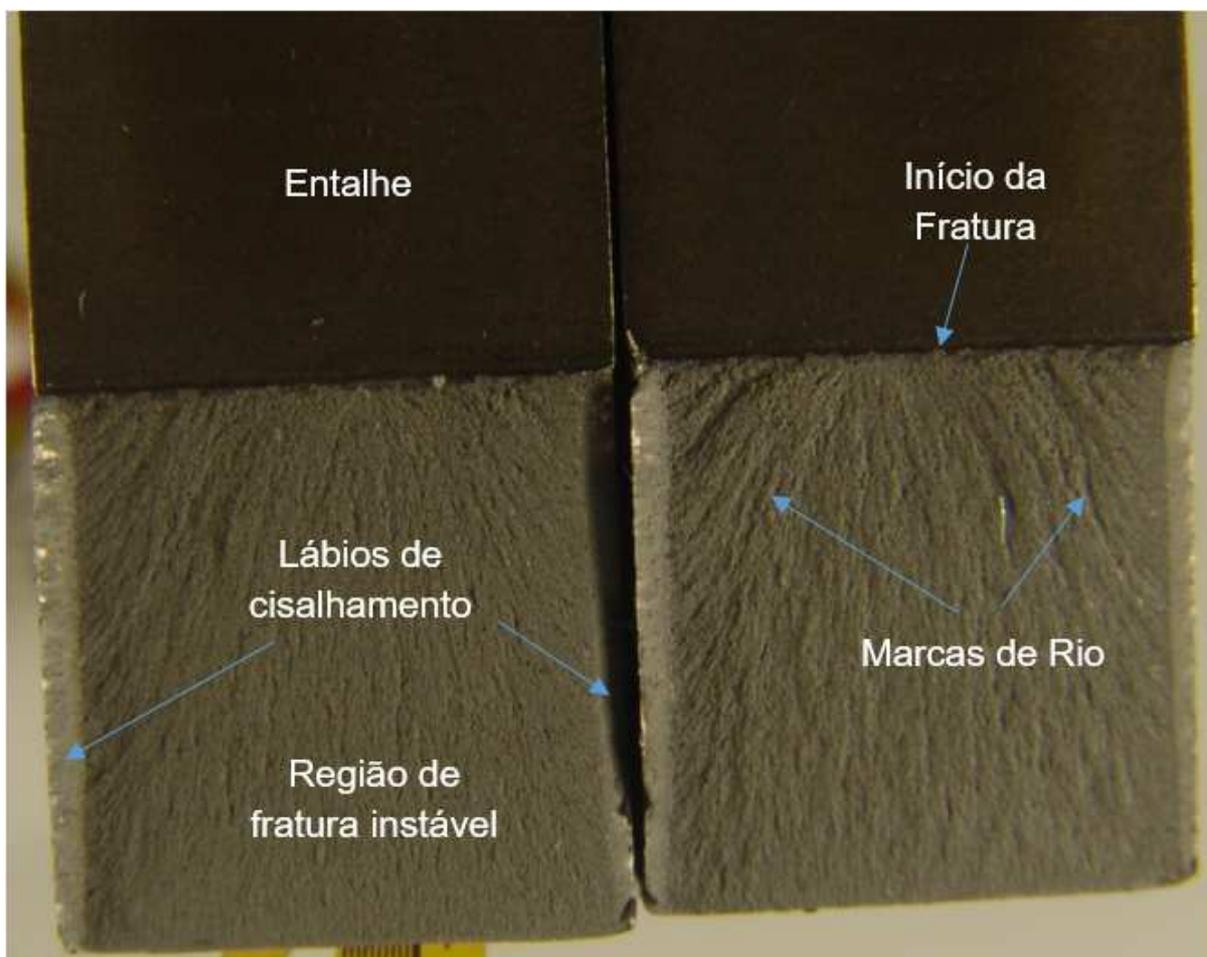


Figura 64 – Fotografia da superfície de fratura do CP #70, tipo SE(B), com entalhe em “U”.

Nesta fotografia observa-se a região do entalhe e a região de fratura instável em um material dúctil. Também podem ser observados os lábios de cisalhamentos que são as regiões finais da fratura, as quais apresentam aspecto dúctil. Pode-se ver diversas marcas de praias que apontam para o local de início da propagação da fratura. Uma linha bem tênue no final na raiz do entalhe e antes do início da região de fratura frágil, apresenta a região de fratura estável. Nesta região, caso o carregamento fosse interrompido a fratura total do CP não ocorreria.

4.6 Ensaios de Dureza

As médias de dureza para cada tipo de corpo de prova do ensaio de dureza Rockwell C estão apresentados na Tabela 21. Observa-se que os CPs de tração apresentaram variações mais significativas na dureza, por serem cilíndricos e não possuírem uma região plana, torna a realização do ensaio mais difícil levando a maior probabilidade de ocorrência de erros na medida.

Tabela 21 – Valores de dureza média dos CPs de tração temperado e revenido, C(T), SE(B) com entalhe em “V”, SE(B) com entalhe em “U” e CPs de tração normalizado.

Identificação do CP	Dureza média (HRc)	Desvio padrão (HRc)	Coefficiente de variação (%)
Tração Temperado e Revenido	50,0	2,1	4,3
C(T)	54,0	0,2	0,4
SE(B), "V"	54,0	0,8	1,4
SE(B), "U"	53,0	1,1	2,1
Tração Normalizado	31,0	0,4	1,2

Os valores de dureza média obtidas nos CPs de tração temperado e revenido foi de 50 ($\pm 2,1$) HR_C, com C.V. de 4,3 %. Para os CPs do tipo C(T), a dureza média obtida foi de 54 ($\pm 0,2$) HR_C, para os CPs do tipo SE(B) com entalhe em “V”, foi obtida a dureza média de 54 ($\pm 0,8$) HR_C e 53 ($\pm 1,1$) HR_C para os CPs com entalhe em “U”.

Os coeficientes de variação apresentaram valores menores de 2 %, considerado baixo, o que significa que o tratamento térmico, apesar de terem sido executados em lotes diferentes, não influenciaram nos resultados da propriedade de tenacidade à fratura do material estudado.

O valor de dureza média obtida para os CPs de tração apenas normalizado foi de 31 ($\pm 0,4$) HR_C, com C.V. de 1,2 %, considerado baixo, representando homogeneidade no tratamento térmico de normalização.

As Tabelas de D1 a D5 do Apêndice apresentam a média das leituras dos ensaios de dureza de cada CP com desvio padrão e coeficiente de variação, sendo CPs de tração temperado e revenido, CPs do tipo C(T), CPs do tipo SE(B) com entalhe

em “V” e com entalhe em “U” e as medidas de durezas dos CPs de tração apenas normalizado, respectivamente.

4.7 Aplicação do Critério de Gómez Para o Cálculo de K_{Ic}

Neste tópico são apresentados os resultados do trabalho aplicando o critério de Gómez para estimar a tenacidade à fratura a partir de entalhes em “V” e “U”, sem trinca de fadiga, solicitados em flexão.

Na Tabela 22 são apresentados, para corpos de prova com entalhe em “V”, os valores de tenacidade à fratura críticos (K_{IC}) calculados pela Equação de Irwin (1958), utilizado para entalhes singulares, tenacidade à fratura aparente (K_{VC}) calculados pela Equação de Creager-Paris, utilizado para entalhes não singulares e a tenacidade à fratura equivalente (K_{VC}^*) calculados conforme a correção proposta por Gómez *et al.* (2006).

Tabela 22 – Valores de tenacidade à fratura obtidos através dos ensaios de flexão em quatro pontos, entalhe em “V”.

Identificação do CP	K_{IC} (MPa.m ^{1/2})	K_{VC} (MPa.m ^{1/2})	K_{VC}^* (MPa.m ^{1/2})
11	135,56	141,01	139,07
12	134,54	139,88	137,90
13	72,30	75,31	71,47
14	69,80	72,38	68,32
15	100,82	104,89	102,31
16	69,78	72,56	68,56
17	79,43	82,50	78,90
18	104,18	108,17	105,47
19	69,56	72,34	68,62
20	62,99	85,79	82,35
21	66,12	96,60	93,94
22	110,10	157,46	155,82
23	117,04	154,71	153,20
24	84,85	112,51	109,67
25	55,84	77,11	73,28
27	64,75	90,70	87,70
28	53,77	74,60	70,56
29	133,71	178,84	177,21
30	83,15	113,77	111,53
35	77,00	107,63	105,20
36	61,58	85,11	82,04
37	93,62	97,43	94,73
39	132,43	137,88	135,98
Média:	88,4	106,1	103,2
Desvio padrão:	26,6	30,8	31,5
Coeficiente de variação (%):	30,1	29,0	30,6

Os valores de tenacidade críticos (K_{IC}) obtidos em corpos de prova com entalhe em “V”, foram calculados segundo a Equação de Irwin obtendo o valor médio de 88,4 ($\pm 26,6$) MPa.m^{1/2}. Para a tenacidade à fratura aparente (K_{VC}), o valor médio obtido foi de 106,1 ($\pm 30,8$) MPa.m^{1/2} e sua correção segundo o critério de Gómez (K_{VC}^*) foi de

103,2 ($\pm 31,5$) MPa.m^{1/2}. No entanto, os coeficientes de variação foram considerados elevados (aproximadamente 30 %).

Na Figura 65 é apresentada uma análise estatística dos valores de tenacidade à fratura calculados a partir de corpos de prova tipo SE(B), com entalhe em “V”

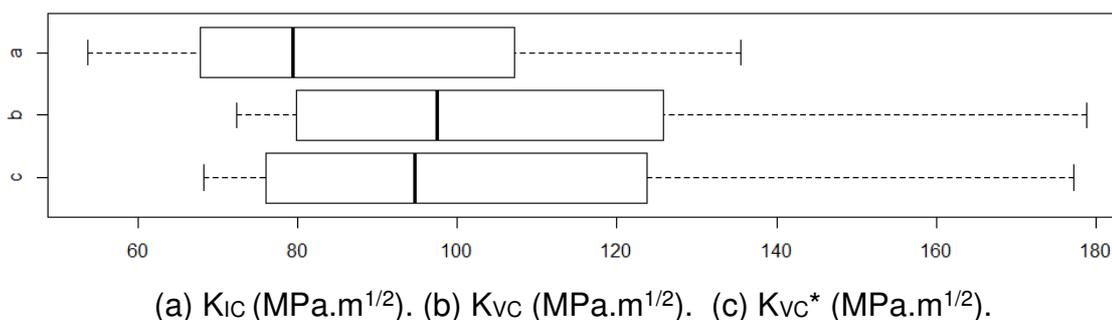


Figura 65 – Gráfico de *boxplot* referente aos valores de tenacidade à fratura (K_{Ic} ; K_{Vc} ; K_{Vc}^*).

Observa-se nesta Figura que todos os valores de tenacidade à fratura, apresentados para as amostras SE(B) com entalhe em “U” são representativos segundo a técnica de *boxplot* (McGill *et al.*, 1978).

Apesar da análise estatística realizada não identificar *outliers*, os valores de tenacidade obtidos nos ensaios apresentaram dispersão estatística elevados, com coeficiente de variação de aproximadamente 30 %.

Apesar da usinagem dos entalhes em “V” ter sido executada utilizando uma fresa de perfil constante em aço rápido ao cobalto em centro de usinagem CNC com refrigeração forçada e avanço de corte controlado, a ferramenta apresentou desgastes excessivos ao final do processo (Figura 66) comprometendo a integridade do desenho e o acabamento do fundo do entalhe em alguns CPs.



Figura 66 – Fotografia mostrando o desgaste na aresta de corte (perfil “V”).

O dimensional dos CPs apresentaram medidas dentro da tolerância especificada no projeto, não sendo uma contribuição relevante para esta dispersão.

Apesar dos tratamentos térmicos terem sido realizados em vários lotes, os mesmos se mostraram satisfatórios entre eles.

Estudos demonstram que a tenacidade à fratura é uma propriedade dispersa, mas o comprometimento no desenho associado a defeitos intrínsecos do material podem ter corroborado para a dispersão apresentada.

De modo similar, na Tabela 23 são apresentados os valores calculados de tenacidade à fratura críticos (K_{Ic}), tenacidade à fratura aparente (K_{Uc}) e tenacidade à fratura equivalente (K_{Uc}^*) conforme a correção proposta por Gómez *et al.* (2006), para os corpos de prova com entalhe em “U”.

Tabela 23 – Valores de tenacidade à fratura obtidos através dos ensaios de flexão em quatro pontos, entalhe em “U”.

Identificação do CP	K_{Ic} (MPa.m ^{1/2})	K_{Uc} (MPa.m ^{1/2})	K_{Uc}^* (MPa.m ^{1/2})
43	173,77	181,36	180,09
44	170,72	178,39	177,14
45	182,39	190,50	189,28
47	76,80	80,16	77,20
48	160,32	167,51	166,17
49	78,08	81,51	78,67
50	100,48	104,85	102,61
51	161,24	168,40	167,04
52	172,86	180,31	179,03
53	163,71	170,87	169,57
55	162,46	169,70	168,38
56	166,41	173,62	172,32
58	169,63	177,12	175,83
59	154,53	161,34	159,92
60	171,39	178,93	177,70
61	178,68	186,73	185,53
62	170,86	178,39	177,12
63	168,31	176,14	174,94
64	167,61	175,05	173,75
66	173,07	180,91	179,69
67	168,15	175,48	174,17
68	180,08	188,56	187,46
70	182,90	190,91	189,71
Média:	158,9	165,9	164,5
Desvio padrão:	29,6	31,0	31,5
Coeficiente de variação (%):	18,6	18,7	19,1

O cálculo da tenacidade à fratura crítica (K_{Ic}) atingiu o valor médio de 158,9 (\pm 29,6) MPa.m^{1/2}. A média dos valores de tenacidade à fratura aparente (K_{Uc}) foi de 165,9 (\pm 31,0) MPa.m^{1/2}, e sua correção segundo o critério de Gómez (K_{Uc}^*) foi de 164,5 (\pm 31,5) MPa.m^{1/2}. No entanto, os coeficientes de variação foram considerados elevados (aproximadamente 18 %).

Na Figura 67 é apresentada uma análise estatística dos valores de tenacidade à fratura calculados a partir de corpos de prova tipo SE(B), com entalhe em “U”

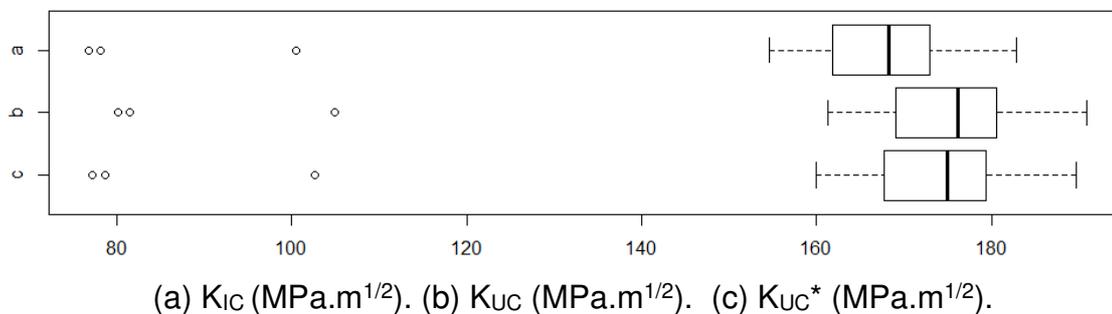


Figura 67 – Gráfico de *boxplot* referente aos valores de tenacidade à fratura (K_{IC} ; K_{UC} ; K_{UC}^*).

Nesta Figura pode-se observar que três valores obtidos para as amostras SE(B) com entalhe em “U”, para cada uma das tenacidades calculadas, são considerados *outliers* segundo a técnica de *boxplot* (McGill *et al.*, 1978).

Após a exclusão dos *outliers* (marcados de cinza na Tabela 23 foi obtido a dispersão de dados apresentados na Figura 68.

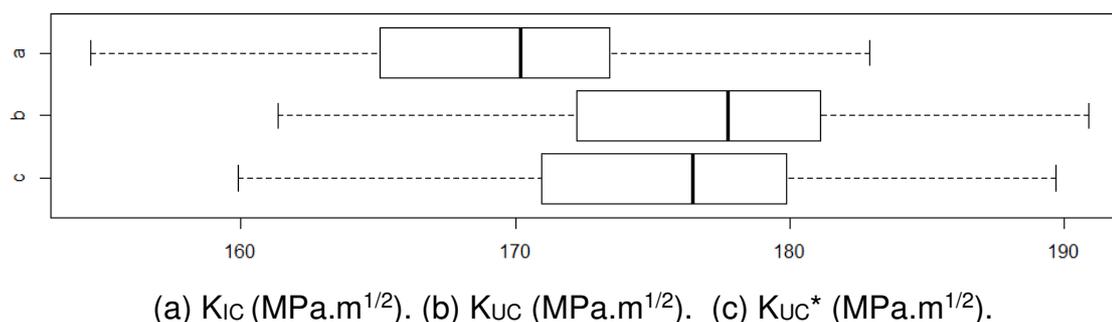


Figura 68 – Gráfico de *boxplot* referente aos valores de tenacidade à fratura (K_{IC} ; K_{UC} ; K_{UC}^*), sem *outliers*.

Na Figura 68, os *outliers* foram removidos demonstrando uma menor dispersão dos dados como pode ser observado na Tabela 24.

Tabela 24 – Resumo estatístico de tenacidade à fratura obtidos através dos ensaios de flexão em quatro pontos, entalhe em “U”, sem *outliers*.

	K_{Ic} (MPa.m ^{1/2})	K_{Uc} (MPa.m ^{1/2})	K_{Uc}^* (MPa.m ^{1/2})
Média:	170,0	177,5	176,2
Desvio padrão:	7,3	7,6	7,7
Coefficiente de variação (%):	4,3	4,3	4,4

Na Tabela acima, o coeficiente de variação, que descreve a dispersão dos valores obtidos de tenacidade do material analisado baixou de valores entre 18,6 % e 19,1 % para aproximadamente 4,3 %, significando que os valores de tenacidade obtidos representam melhor os resultados da técnica utilizada.

Após a remoção dos *outliers*, o valor médio de K_{Ic} foi de 170,0 ($\pm 7,3$) MPa.m^{1/2}, a média dos valores de K_{Uc} foi de 177,5 ($\pm 7,6$) MPa.m^{1/2}, e sua correção segundo o critério de Gómez (K_{Uc}^*) foi de 176,2 ($\pm 7,7$) MPa.m^{1/2}.

4.8 Caracterização Microestrutural por Microscopia Ótica

Nesta seção são apresentados e discutidos os resultados da análise qualitativa da microestrutura do AISI 4340 temperado e revenido para a identificação das fases presentes.

Os tratamentos térmicos têm a capacidade de modificar a composição das fases com consideráveis alterações nas propriedades dos materiais.

Foi escolhido o tratamento de têmpera e revenido por ser a condição mais utilizada do AISI 4340 na indústria.

O critério de escolha da amostra para o ensaio de microscopia ótica foi a carga de ruptura do ensaio de flexão em quatro pontos. Foi tomado o CP #47 com a menor carga de ruptura e o #70 que teve o maior valor de carregamento, e que também pertencem a lotes de tratamento térmico diferente.

As amostras foram preparadas seguindo os procedimentos relatados na seção 3.4.12. Em seguida, as amostras foram submetidas a ataques químicos com Nital 2 %.

Para a caracterização metalográfica do aço AISI 4340, temperado e revenido, foi utilizada a microscopia CONFOCAL, através do método de iluminação em campo claro, com aumento de 1075 e 2136 vezes.

As Figuras 69 e 70 mostram as micrografias do CP #47 submetido ao tratamento térmico de têmpera, austenitizado a 840°C com tempo de permanência na temperatura de 15 min, seguido de resfriamento rápido em óleo de têmpera e revenido a 180 °C por 2 h, atacado com Nital 2 %.



Figura 69 – Micrografia CONFOCAL do aço AISI 4340, temperado e revenido com ampliação 1075X, após ataque químico com Nital 2 %. Matriz martensítica com austenita retida. (CP #47).

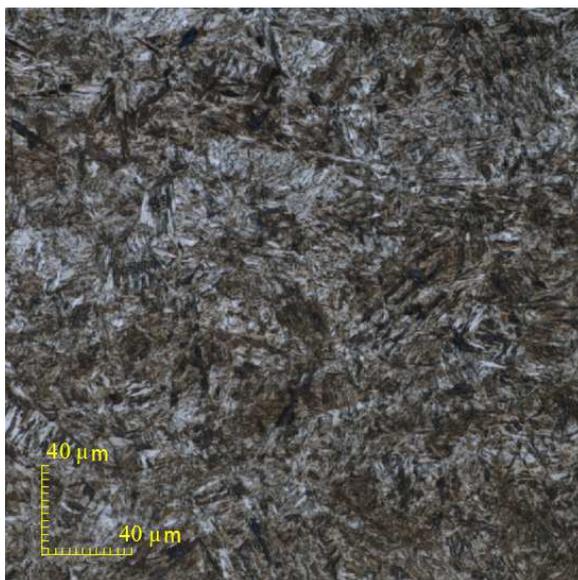


Figura 70 – Micrografia CONFOCAL do aço AISI 4340, temperado e revenido com ampliação 2136X, após ataque químico com Nital 2 %. Matrizes martensítica com austenita retida. (CP #47).

E as Figuras 71 e 72 mostram as micrografias do CP #70 submetido ao tratamento térmico de têmpera, austenitizado a 840°C com tempo de permanência na temperatura de 15 min, seguido de resfriamento rápido em óleo de têmpera e revenido a 180 °C por 2 h, atacado com Nital 2 %.

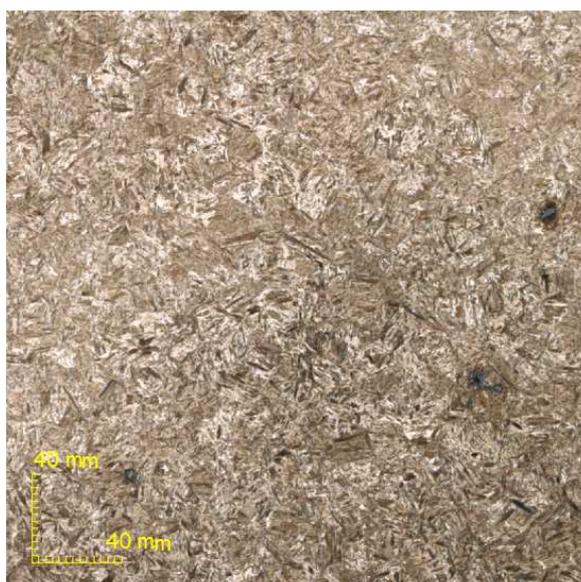


Figura 71 – Micrografia CONFOCAL do aço AISI 4340, temperado e revenido com ampliação 1075X, após ataque químico com Nital 2 %. Matrizes martensítica com austenita retida. (CP #70).

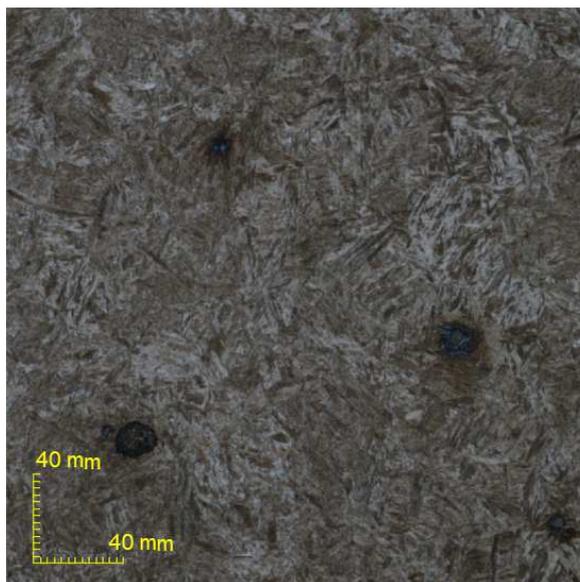


Figura 72 – Micrografia CONFOCAL do aço AISI 4340, temperado e revenido com ampliação 2136X, após ataque químico com Nital 2 %. Matrizes martensítica com austenita retida. (CP #70).

A estrutura predominante é a martensita revenida caracterizada pelas regiões escuras e por microestruturas em forma de ripas e acicular.

Segundo Souza (2008), as regiões brancas apresentadas nas micrografias correspondem a austenita retida, que não se transformou durante o resfriamento rápido.

Com a precipitação de finos carbonetos, a microestrutura acicular da martensita tende a ficar menos bem definida à medida que é revenida (Colpaert, 2008). Conforme observado nas micrografias, ambas amostras apresentaram martensita revenida.

Segundo Reed Hill (1982), é esperado a presença de austenita retida em aços temperados após a têmpera, mesmo a temperaturas muito baixas, pois a transformação dos últimos resíduos se torna cada vez mais difícil quanto menor for à quantidade total de austenita remanescente.

Com o objetivo de comparar e verificar a homogeneidade entre os diversos lotes de tratamentos térmicos, a Tabela 25 mostra os valores de dureza entre os CPs com a menor e maior carga de ruptura.

Tabela 25 – Comparação entre os valores de carga de flexão, dureza e lote do tratamento térmico dos CPs analisados por microscopia ótica.

Identificação do CP	Lote Tratamento Térmico	Carga de Flexão (kN)	Dureza (HRc)
47	1	39,75	52
70	3	94,72	54
Média:		67,24	53
Desvio padrão:		27,5	1,1
Coef. de variação (%):		40,9	2,2

Apesar da carga de flexão ter apresentado um coeficiente de variação de 40,9 %, considerado alto, o valor médio da dureza foi 53 ($\pm 1,1$) HRc, com C.V. de 2,2 %, considerado baixo.

Portanto, conforme observado na Tabela 25 complementado a análise de dureza discutida na seção 4.6, pode-se afirmar que o tratamento térmico entre os vários lotes foram considerados homogêneos.

4.9 Análise Estatística de Weibull

Após a exclusão dos outliers, os valores de tenacidade à fratura aparente (K_{VC} e K_{UC}) para o entalhe em “V” e “U”, respectivamente, foram analisados usando a distribuição de Weibull e plotados na Figura 73.

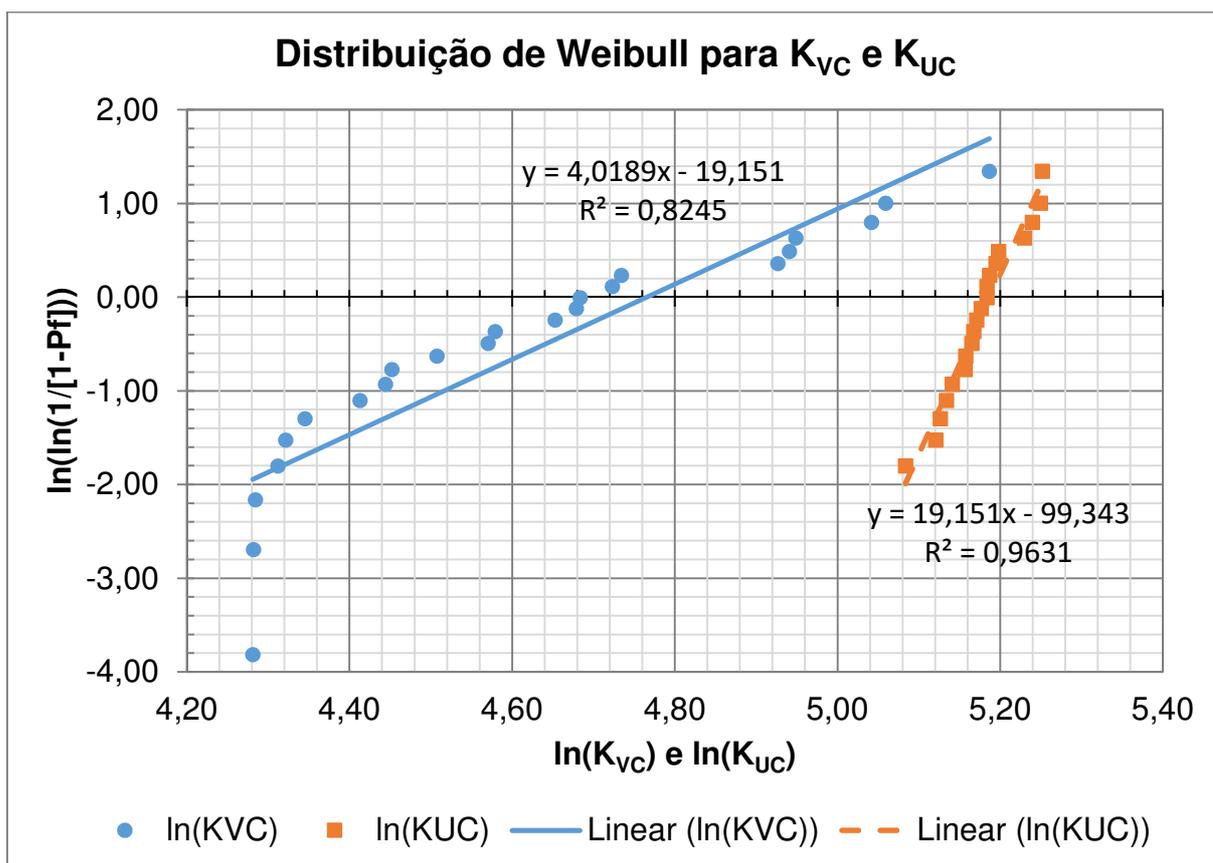


Figura 73 – Distribuição de Weibull dos valores de tenacidade à fratura aparente para os dois tipos de entalhe (K_{VC} e K_{UC}).

Para cada um dos entalhes foi identificado somente um comportamento de falha (comportamento unimodal). As características das análises de distribuição Weibull são apresentadas nas Tabelas 26 e 27.

Tabela 26 – Análise dos valores da distribuição de Weibull dos valores de tenacidade à fratura aparente (K_{VC}), entalhe em “V”.

Parâmetro	Valor
Coef. Angular (β)	4,02
Coef. Linear (α)	-19,15
$\ln(K_{VC})$	4,77
$K_{VC,0}$ (θ)	117,4
Equação	$y = 4,02x + (-19,15)$
R^2	0,82

Para os CPs com entalhe em “V” obteve-se um coeficiente angular (β) de 4,02, considerado baixo, o que significa que o fenômeno analisado apresenta baixa previsibilidade, o que pode ser verificado também pelo coeficiente de variação de 29 % apresentado na Tabela 22 da seção 4.7.

Sendo assim, o autor considerou esta propriedade muito dispersiva, apesar disso, a partir da análise da distribuição de Weibull obteve-se uma tenacidade característica aparente para os entalhes em “V” ($K_{VC,0}$) de 117,4 MPa.m^{1/2}.

Tabela 27 – Análise dos valores da distribuição de Weibull dos valores de tenacidade à fratura aparente (K_{UC}), entalhe em “U”.

Parâmetro	Valor
Coef. Angular (β)	19,15
Coef. Linear (α)	-99,34
$\ln(K_{UC})$	5,19
$K_{UC,0}$ (θ)	179,0
Equação	$y = 19,15x + (-99,34)$
R^2	0,96

Para os CPs com entalhe em “U” o coeficiente angular (β) ou módulo de Weibull (m) obtido foi de 19,15, considerado alto, o que significa que o fenômeno analisado apresenta baixa dispersão e alta previsibilidade, corroborados pelo coeficiente de variação de 4,3 % apresentado na Tabela 24 da seção 4.7.

Pela análise da distribuição de Weibull a tenacidade característica aparente obtida para os entalhes em “U” ($K_{UC,0}$) foi de 179,0 MPa.m^{1/2}.

Os registros do método de cálculo da distribuição de Weibull estão apresentados nas Tabelas E1 e E2 do Apêndice.

4.10 Análise Estatística de t de Student

Foi realizada uma análise comparativa entre os valores de K_{VC} , K_{UC} e K_{IC} padronizado com o objetivo de verificar se existe diferenças significativa entre os dados.

Nesta análise foi utilizado o software RStudio para realizar o teste t de Student.

Data a hipótese de que os valores de K_{VC} poderia convergir para o valor de K_{IC} padronizado pelas normas ASTM E399 (2012) e ISO 12135 (2016), foi testada a hipótese abaixo.

H_0 : média de $K_{VC} = K_{IC}$ padronizado

H_A : média de $K_{VC} \neq K_{IC}$ padronizado

Para avaliar esta hipótese foi executado um teste t de Student com um α de 5 % entre os valores obtidos de K_{VC} e K_{IC} padronizado, apresentado na Figura 74.

```
> KIC=50
> alfa=0.05
> t.test(KVC,mu=KIC,alternative="two.sided",conf.level = 1-alfa)

      One Sample t-test

data:  KVC
t = 8.5464, df = 22, p-value = 1.938e-08
alternative hypothesis: true mean is not equal to 50
95 percent confidence interval:
 92.44994 119.65267
sample estimates:
mean of x
106.0513
```

Figura 74- Programação do teste t de Student, no software RStudio, comparando os valores de K_{VC} e K_{IC} padronizado.

Conforme pode ser observado no resultado do teste apresentado na Figura 74, o valor de p obtido foi muito menor que o valor de α (significância = 5 %), rejeitando a hipótese nula a um nível de confiabilidade superior a 95 %. Sendo assim, foi possível afirmar que existe diferença estatística entre os valores de K_{VC} e K_{IC} padronizado.

Outra hipótese foi desenhada para verificar se os valores de K_{UC} convergiram para o valor de K_{IC} padronizado pelas normas ASTM E399 (2012) e ISO 12135 (2016).

H_0 : média de K_{UC} = K_{IC} padronizado

H_A : média de K_{UC} \neq K_{IC} padronizado

Os comandos que foram executados neste caso, para avaliar o teste t de Student com um alfa de 5 % entre os valores obtidos de K_{UC} e K_{IC} padronizado, estão apresentados na Figura 75.

```
> KIC=50
> alfa=0.05
> t.test(KUC, mu=KIC, alternative="two.sided", conf.level=1-alfa)

      One Sample t-test

data:  KUC
t = 72.666, df = 19, p-value < 2.2e-16
alternative hypothesis: true mean is not equal to 50
95 percent confidence interval:
 173.8383 181.1837
sample estimates:
mean of x
 177.511
```

Figura 75- Programação do teste t de Student, no software RStudio, comparando os valores de K_{UC} e K_{IC} padronizado.

Para esta segunda hipótese foi possível observar no resultado apresentado na Figura 75, que o valor de p obtido também foi muito menor que o valor de α (significância = 5 %), rejeitando-se a hipótese nula a um nível de confiabilidade superior a 95 %. Sendo assim, foi possível afirmar que existe diferença estatística entre os valores de K_{UC} e K_{IC} padronizado.

Também foi testada a hipótese se as médias dos valores de K_{VC} e K_{UC} seria estatisticamente iguais. Para tanto foi criada a hipótese:

H_0 : média de K_{UC} = K_{IC} padronizado

H_A : média de K_{UC} \neq K_{IC} padronizado

Para avaliar esta hipótese foi executado um teste t de Student com um α de 5 % entre os valores obtidos de K_{VC} e K_{UC} , apresentado na Figura 76.

```
> KIC=50
> alfa=0.05
> t.test(KUC, KVC, alternative="two.sided", conf.level=1-alfa)

welch Two Sample t-test

data: KUC and KVC
t = 10.526, df = 25.114, p-value = 1.072e-10
alternative hypothesis: true difference in means is not equal to 0
95 percent confidence interval:
 57.48043 85.43896
sample estimates:
mean of x mean of y
 177.5110 106.0513
```

Figura 76- Programação do teste t de Student, no software RStudio, comparando os valores de K_{VC} e K_{UC} .

Para esta hipótese observou-se que o resultado apresentado na Figura 76, descreve um valor de p muito menor que α (significância = 5 %), rejeitando a hipótese nula a um nível de confiabilidade superior a 95 %. Sendo assim, foi possível afirmar que também existe diferença estatística entre os valores de K_{VC} e K_{UC} .

A Figura 77 mostra o gráfico *boxplot* descrevendo a diferença entre as distribuições obtidas de K_{VC} e K_{UC} .

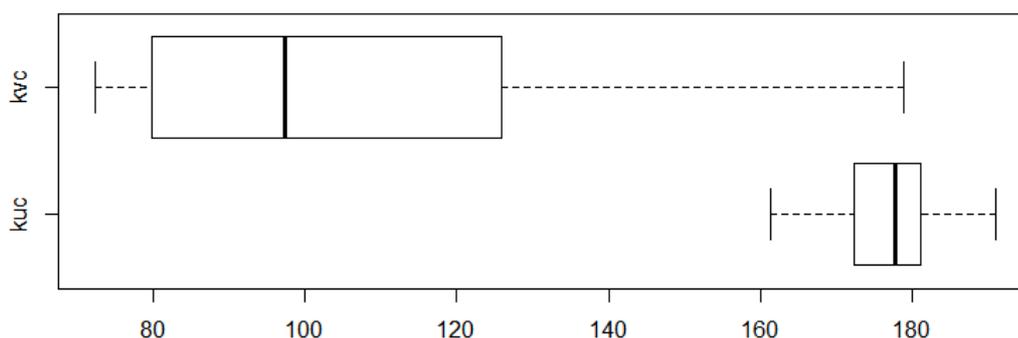


Figura 77 - Gráfico de *boxplot* referente às distribuições dos valores obtidos de K_{VC} e K_{UC} .

Como pode ser observado na Figura 77, a dispersão de K_{VC} obtida para os CPs de flexão em quatro pontos foi maior que a dispersão obtida para K_{UC} .

O autor considera que entalhes em “V” exigiram uma tecnologia e esforço de pesquisa grandes apesar de não trazer resultados repetíveis, ao menos conforme os resultados apresentados pelos CPs com entalhes em “U”.

A dispersão observada nos CPs com entalhes em “U” foi considerada satisfatória o que pode ser corroborado pelo coeficiente de variação de 4,3 %.

4.11 Análise dos Resultados

Esta seção apresenta os valores de tenacidade à fratura obtidos nos ensaios com a aplicação da metodologia estudada comparando-os com o valor de K_{Ic} de referência.

A Tabela 28 apresenta o resultado de K_{IC} de referência e os valores para K_{VC} , $K_{VC,0}$, K_{UC} e $K_{UC,0}$.

Tabela 28 – Comparação dos valores de tenacidade à fratura aparente e característico para entalhes em “V” e “U” do aço AISI 4340, temperado e revenido, com o valor de K_{IC} de referência.

Valor de Referência	CPs com Entalhe em "V"		CPs com Entalhe em "U"	
K_{IC} (MPa.m ^{1/2})	K_{VC} (MPa.m ^{1/2})	$K_{VC,0}(\theta)$ (MPa.m ^{1/2})	K_{UC} (MPa.m ^{1/2})	$K_{UC,0}(\theta)$ (MPa.m ^{1/2})
51,0	106,1	117,4	177,5	179,0

O valor da tenacidade à fratura aparente para entalhes não singulares em forma de “V” (K_{VC}), foi 106,1 MPa.m^{1/2} e 177,5 MPa.m^{1/2} para os entalhes não singulares em forma de “U” (K_{UC}), obtidos pela Equação de Creager-Paris.

O valor da tenacidade característica aparente para entalhes não singulares em forma de “V” ($K_{VC,0}$), determinado pela análise da distribuição de Weibull, foi 117,4 MPa.m^{1/2} e para os entalhes não singulares em forma de “U” ($K_{UC,0}$) foi 179,0 MPa.m^{1/2}.

O valor médio da tenacidade à fratura (K_{IC}) de referência determinado pelos ensaios padronizados pelas normas ASTM E399 (2012) e ISO 12135 (2016), foi 51,0 MPa.m^{1/2}.

Após análise dos resultados obtidos nos ensaios e dos tratamentos estatístico aplicados, concluímos que o critério proposto por Gómez (2006) para determinação de K_{IC} , não são válidos para materiais dúcteis submetidos à metodologia proposta nesta pesquisa.

CAPÍTULO 5 – CONCLUSÕES

A metodologia proposta embora tenha satisfeito os critérios de raio mínimo da Teoria da Distância Crítica, tendo induzido também um estado plano de deformação nos corpos de prova, ainda assim se mostrou incapaz de corretamente reproduzir valores corretos da tenacidade à fratura.

Os ensaios realizados com a presença da trinca de fadiga indicaram a tenacidade à fratura de 51,0 MPa.m^{1/2}. O valor é consideravelmente diferente dos valores da tenacidade característica aparente ($K_{VC,0}$), obtidos pelo entalhe em “V” (117,4 MPa.m^{1/2}) e ($K_{UC,0}$), “U”, (179,0 MPa.m^{1/2}), indicando a necessidade da presença da trinca de fadiga.

O entalhe em V apresentou K_{VC} de 106,0 ($\pm 30,8$) MPa.m^{1/2}, com coeficiente de variação de 29,0 % e o entalhe em U apresentou K_{UC} de 177,5 ($\pm 7,6$) MPa.m^{1/2}, com coeficiente de variação de 4,3 %. Sendo assim, foi observado que os valores de tenacidade à fratura estimado pela tenacidade aparente para entalhes em “U” (K_{UC}) são estatisticamente diferentes da tenacidade à fratura aparente para entalhe em “V” (K_{VC}).

Em função da alta dispersão observada nesta pesquisa para entalhe em “V”, não é recomendado a reprodução deste procedimento para este tipo de entalhe com o objetivo de estimar a tenacidade à fratura.

Porém, este trabalho indicou que o CP contendo um entalhe em “U” monitorado por um *strainingage* na face oposta, é capaz de prever com grande exatidão as deformações ao longo do processo que levam até a fratura, como verificado por elementos finitos. Isto permite que sejam exploradas no futuro formulações e soluções que dependam do conhecimento do campo real de tensões e deformações durante o processamento e fratura do corpo de prova.

TRABALHOS FUTUROS

- ✓ Produzir entalhe em “U” com o raio menor.
- ✓ Investigar a aplicação da Teoria da Distância Crítica em materiais dúcteis, em especial para o aço baixa liga e alta resistência AISI 4340.
- ✓ Simular o procedimento metodológico apresentado nesta pesquisa utilizando o método de elementos finitos (MEF) visando identificar as diferenças entre os valores obtidos de tenacidade entre o procedimento utilizado nesta pesquisa e as normas técnicas.
- ✓ Usar materiais com menor tensão de ruptura que o material utilizado nesta pesquisa.
- ✓ Realizar um experimento com CPs entalhados em “V” visando especificamente confirmar os resultados obtidos nesta pesquisa ou identificar possíveis falhas incorridas.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

American Society for Testing and Materials (2015) Standard specification for general requirements for steel bars, carbon and alloy, hot-wrought: ASTM E29.

American Society for Testing and Materials (2016) Standard test methods and definitions for mechanical testing of steel products: ASTM E370.

American Society for Testing and Materials (2012) Standard test method for linear-elastic plane-strain fracture toughness K_{IC} of metallic materials: ASTM E399.

American Society for Testing and Materials (2017) Standard test method for measurement of fracture toughness: ASTM E1820.

American Society for Testing and Materials (2015) standard test methods for tension testing of metallic materials: ASTM E8/E8M.

Anderson, T. L. (2005) Fracture mechanics: fundamentals and applications. 3. ed. Taylor & Francis, 610p.

Ayatollahi, M. R., Torabi, A. R., & Rahimi, A. S. (2016) Brittle fracture assessment of engineering components in the presence of notches: a review. Fatigue & fracture of engineering materials & structures,39(3): p. 267-291.

Broek, David (1982) Elementary engineering fracture mechanics. 3. ed. Martinus Nijhoff Publishers, 469p.

Callister, William D. (2013) Ciência e engenharia de materiais: Uma introdução. 8. ed. LTC, 817p.

Callister, William D. (2016) Ciência e engenharia de materiais: Uma introdução, 9. ed. LTC, 1994p.

Carvalho, E. Atem de (2018) Curvas de K_{tn} e K_{tg} expandidas para entalhes finos. forthcoming.

Canale, L. C. F., Mesquita, R. A., Totten, G. E. (2008) Failure analysis of heat treated steel componentes, 1. ed. ASM International, 640p.

Carvalho e Silva, Fernando Luiz de (2017). Combinação de três métodos da mecânica da fratura para estimar a tenacidade em materiais semi frágeis. Tese (Doutorado em

Engenharia e Ciência dos Materiais) - Campos dos Goytacazes - RJ, Universidade Estadual do Norte Fluminense - UENF, 203p.

Castro, Filipe Ribeiro de (2013) Avaliação do comportamento mecânico e tenacidade à fratura do Aço SAE/AISI 4140 submetido a tratamento térmico criogênico. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) - Campos dos Goytacazes - RJ, Universidade Estadual do Norte Fluminense - UENF, 115p.

Catálogo de ferramentas de corte Indaço (2015).

Chiaverini, Vicente (2005) Aços e Ferros Fundidos. 7. ed. ABM, 504p.

Chiaverini, Vicente (1986) Tecnologia mecânica: estrutura e propriedades das ligas metálicas. 2. ed. McGraw Hill, vol. 1, 266p.

Chiaverini, Vicente (1986) Tecnologia mecânica: materiais de construção mecânica. 2. ed. McGraw Hill, vol. 3, 388p.

Chiaverini, Vicente. (1986) Tecnologia mecânica: processos de fabricação e tratamento. 2. ed. McGraw Hill, vol. 2, 314p.

Colpaert, Hubertus (2008) Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns. 4. ed. Edgard Blucher, 652p.

Eliaz, N., Shachar, A., Tal, B., Eliezer, D. (2000) Characteristics of hydrogen embrittlement, stress corrosion cracking and tempered martensite embrittlement in high-strength steels. EFA, vol. 9, pp. 167-184.

Farahmand, Bahram (1997) Fatigue and fracture mechanics of high risk parts: application of LEFM & FMDM theory. Springer Science+Business Media, 370p.

Firrao, D., Matteis, P., Sapora, A., Cornetti, P., & Carpinteri, A. (2016) A coupled FFM model to interpret fracture toughness values for brittle materials. Procedia Structural Integrity, 2, pp. 1983-1990.

Fortes, Cleber (2003) Apostila Mecânica da fratura, ESAB, 72p.

Garcia, Amauri, Spim, Jaime Alvares, Santos, Carlos Alexandre dos (2012) Ensaios dos materiais. 2. ed. LTC, 365p.

Gómez, F.J., Guinea, G.V., Elices, M. (2006) Failure criteria for linear elastic materials with U-notches. international journal of fracture, vol. 141, pp. 99-113.

ASM Handbook (1991) Heat treating. ASM International, vol. 4, 2173p.

International standard organization (2016) Metallic materials - unified method of test for the determination of quasistatic fracture toughness: ISO 12135.

Krauss, George (1995) Heat treated martensitic steels: microstructural systems for advanced manufacture. ISIJ International, vol. 35, pp. 349-359.

Lee, Woei-Shyan, Su, Tzay-Tian (1997) Mechanical properties and microstructural features of AISI 4340 high-strength alloy steel under quenched and tempered conditions. Journal of materials processing technology, pp. 198-206.

Liaw, P. K., McCabe, D. E., Landes, J. D. (1985) Determination of fracture toughness properties of 4340 steel. IJF, vol. 27, pp. R3-R8.

McGill, R., Tukey, J. W. and Larsen, W. A. 1978 Variations of box plots. The American Statistician, 32, pp. 12-16.

Medina, Jorge Arturo Hinostroza, (2014) Avaliação de previsões de fratura elastoplástica. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Rio de Janeiro - RJ, PUC - Rio, 200p.

Miranda, Antonio Carlos de Oliveira (2003) Propagação de trincas por fadiga em geometrias 2d complexas sob cargas cíclicas variáveis. Tese (Doutorado em Engenharia Civil), Rio de Janeiro - RJ, PUC - Rio, 96p.

Mourad, A. I., El-Domiaty, A., Chao, J. Y. (2013) Fracture toughness prediction of low alloy steel as a function of specimen notch root radius and size constraints. Engineering fracture mechanics, 103, pp. 79-93.

Norton, Robert L. (2013) Projeto de máquinas: uma abordagem integrada. 2. ed. Bookman, 1028p.

NOVIKOV, Ilia (1994). Teoria dos tratamentos térmicos dos metais, 1. ed. UFRJ, 568p.

PILKEY, W. D. (2008) Peterson's stress concentration factors. 3. ed. [S.l.]: pub: Wiley Interscience, 522p.

Preti, Itamar (2008) Estudo do efeito das temperaturas de austenitização e de revenido na resistência e tenacidade do aço SAE 15B30. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Santa Catarina, Universidade Federal de Santa Catarina, 87p.

Reed-Hill, Robert E. (1982) Princípios de metalurgia física. 2 ed. Guanabara Dois, p776p.

SAE, ASTM (1996) Metals and alloys in the unified numbering system SAE HS-1086 FEB93 and ASTM DS-56 E. 6. ed. Warrendale, PA: A joint publication of the Society of Automotive Engineers (SAE), Inc. and the American Society for Testing and Materials.

Sapora, A., & Firrao, D. (2017) Finite fracture mechanics predictions on the apparent fracture toughness of as-quenched Charpy V-type AISI 4340 steel specimens. *Fatigue & fracture of engineering materials & structures*, 40(6), pp. 949-958.

Rosa, Edison da (2002) *Análise da resistência mecânica: mecânica da fratura e fadiga*. Universidade Federal de Santa Catarina, 399p.

Torabi, A. R., Sapora, A., Etesam, S., & Cornetti, P. (2018) Finite fracture mechanics crack initiation from a circular hole. *Fatigue & fracture of engineering materials & structures*, 10p.

Silva, André Luiz V.da Costa, Mei, Paulo Roberto (1988) *Aços e ligas especiais*. 2. ed. Edgard Blucher, 597p.

SOUZA, Gisélia Alves de (2008) *Caracterização microestrutural de um aço médio carbono e baixa liga (com estrutura bainítica/martensítica) via microscopia óptica*. Dissertação. (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Guaratinguetá-SP, - Universidade Estadual Paulista, 161p.

Telles, Pedro Carlos da Silva (1994) *Materiais para equipamentos de processo*. 5 ed. Interciência, 240p.

Vales, Sandra dos Santos (2011) *Estudo da influência do tratamento criogênico no aço AISI H13*, Dissertação (Mestrado em Ciências e Engenharia de Materiais) - São Carlos - SP, Universidade de São Paulo - USP, 105p.

Yun, D., Xiaoping, L., Hongshen, X. (1998) Deep cryogenic treatment of high speed steel and its mechanism. *HTM*, vol. 3, pp. 55-59.

Zhirafar, Saeed (2005) *Effect of cryogenic treatment on the mechanical properties of steel and aluminum alloys*. Degree of Master of Mechanical Engineering, Montreal, Concordia University, 119p.

Zhu, Xian-Kui, Joyce, James A. (2012) Review of fracture toughness (G, K, J, CTOD, CTOA) testing and standardization. *EFM*, vol. 85, pp. 1 - 46.

APÊNDICES

A – Registro das Dimensões dos CPs

Tabela A1 – Dimensões dos CPs de tração temperado e revenido.

Identificação do CP	A (mm)	Ø d_{médio} (mm)
I	36,00	6,02
II	36,00	5,93
III	36,00	6,00
6	36,00	6,02
7	36,00	5,93
8	36,00	6,01
9	36,00	5,97
10	36,00	6,04
Dimensões média (mm):	36,00	6,01
Desvio padrão (mm):	0,0	0,0
Coef. de variação (%):	0,0	0,6

Tabela A2 – Dimensões dos CPs de tração com tratamento térmico de normalização.

Identificação do CP	A (mm)	Ø d_{médio} (mm)
2	36,00	6,04
3	36,00	6,13
4	36,00	6,03
5	36,00	6,00
Dimensões média (mm):	36,00	6,01
Desvio padrão (mm):	0,0	0,0
Coef. de variação (%):	0,0	0,6

Tabela A3 – Dimensões dos CPs de K_{IC} , formato C(T) com entalhe em “U”.

Identificação do CP	B (mm)	W (mm)	a_n (mm)	ρ (mm)
1	24,80	50,52	25,66	0,147
2	25,14	50,86	25,76	0,149
3	25,51	50,66	25,38	0,142
4	25,42	50,62	23,77	0,146
Dimensões média (mm):	25,22	50,67	25,14	0,146
Desvio padrão (mm):	0,3	0,1	0,8	0,0
Coef. de variação (%):	1,1	0,2	3,2	1,9

Tabela A4 – Dimensões dos CPs de flexão, formato SE(B) com entalhe em “V”.

Identificação do CP	B (mm)	W (mm)	a (mm)	ρ (mm)	L (mm)	a/w
11	12,42	25,46	12,40	0,206	113,9	0,49
12	12,40	25,53	12,48	0,208	113,8	0,49
13	12,77	25,38	12,66	0,213	114,9	0,50
14	12,76	25,59	12,73	0,216	114,9	0,50
15	12,78	25,53	12,49	0,202	114,9	0,49
16	12,77	25,20	12,19	0,213	114,9	0,48
17	12,74	25,52	12,45	0,220	114,9	0,49
18	12,76	25,42	13,00	0,218	114,9	0,51
19	12,76	25,49	12,91	0,198	114,9	0,51
20	12,40	25,53	12,32	0,219	114,8	0,48
21	12,75	25,40	13,10	0,192	114,9	0,52
22	12,83	25,32	12,83	0,195	114,8	0,51
23	12,80	25,24	11,75	0,176	114,9	0,47
24	12,76	25,42	11,90	0,238	114,9	0,47
25	12,75	25,47	12,48	0,218	114,9	0,49
27	12,76	25,41	12,64	0,202	114,9	0,50
28	12,77	25,46	12,54	0,222	115,0	0,49
29	12,75	25,42	12,02	0,220	115,0	0,47
30	12,75	25,34	12,28	0,191	115,0	0,48
35	12,93	25,21	12,51	0,195	115,1	0,50
36	12,73	25,32	12,41	0,194	115,0	0,49
37	12,74	25,38	12,46	0,196	115,0	0,49
39	12,75	25,35	12,36	0,197	115,0	0,49
Dimensões média (mm):	12,72	25,41	12,47	0,206	114,8	0,49
Desvio padrão (mm):	0,1	0,1	0,3	0,0	0,3	0,0
Coef. de variação (%):	1,0	0,4	2,6	6,6	0,3	2,5

Tabela A5 – Dimensões dos CPs de flexão, formato SE(B) com entalhe em “U”.

Identificação do CP	B (mm)	W (mm)	a (mm)	ρ (mm)	L (mm)	a/w
43	12,81	25,49	12,92	0,174	114,9	0,51
44	12,76	25,40	12,90	0,168	114,9	0,51
45	12,77	25,55	13,09	0,175	114,9	0,51
47	12,78	25,34	12,92	0,176	114,9	0,51
48	12,82	25,41	12,92	0,169	114,9	0,51
49	12,73	25,34	12,85	0,172	114,9	0,51
50	12,75	25,33	12,89	0,176	114,9	0,51
51	12,81	25,39	12,96	0,173	114,9	0,51
52	12,80	25,35	12,80	0,174	114,9	0,50
53	12,71	25,40	12,74	0,167	115,0	0,50
55	12,79	25,38	12,85	0,168	114,9	0,51
56	12,81	25,15	12,57	0,170	115,0	0,50
58	12,72	25,35	12,89	0,172	114,9	0,51
59	12,76	25,33	12,87	0,172	114,9	0,51
60	12,73	25,40	12,77	0,167	115,0	0,50
61	12,86	25,44	12,96	0,169	115,0	0,51
62	12,75	25,35	12,85	0,171	115,0	0,51
63	12,75	25,40	12,90	0,160	115,0	0,51
64	12,74	25,37	12,90	0,171	115,0	0,51
66	12,72	25,34	12,88	0,166	115,0	0,51
67	12,75	25,31	12,85	0,174	115,0	0,51
68	12,74	25,28	12,85	0,157	114,9	0,51
70	12,72	25,31	12,85	0,173	114,9	0,51
Dimensões média (mm):	12,76	25,37	12,87	0,170	114,9	0,51
Desvio padrão (mm):	0,0	0,1	0,1	0,0	0,0	0,0
Coef. de variação (%):	0,3	0,3	0,7	2,7	0,0	0,5

B – Identificação dos CPs

Tabela B1 – Identificação dos CPs.

Tipo de CP	Identificação	Tipo de CP	Identificação	Tipo de CP	Identificação
Tração	1	Tração	6	C(T)	1
Tração	2	Tração	7	C(T)	2
Tração	3	Tração	8	C(T)	3
Tração	4	Tração	9	C(T)	4
Tração	5	Tração	10	C(T)	4
Tipo de CP	Tipo de Entalhe	Identificação	Tipo de CP	Tipo de Entalhe	Identificação
SE(B)	V	11	SE(B)	U	41
SE(B)	V	12	SE(B)	U	42
SE(B)	V	13	SE(B)	U	43
SE(B)	V	14	SE(B)	U	44
SE(B)	V	15	SE(B)	U	45
SE(B)	V	16	SE(B)	U	46
SE(B)	V	17	SE(B)	U	47
SE(B)	V	18	SE(B)	U	48
SE(B)	V	19	SE(B)	U	49
SE(B)	V	20	SE(B)	U	50
SE(B)	V	21	SE(B)	U	51
SE(B)	V	22	SE(B)	U	52
SE(B)	V	23	SE(B)	U	53
SE(B)	V	24	SE(B)	U	54
SE(B)	V	25	SE(B)	U	55
SE(B)	V	26	SE(B)	U	56
SE(B)	V	27	SE(B)	U	57
SE(B)	V	28	SE(B)	U	58
SE(B)	V	29	SE(B)	U	59
SE(B)	V	30	SE(B)	U	60
SE(B)	V	31	SE(B)	U	61
SE(B)	V	32	SE(B)	U	62
SE(B)	V	33	SE(B)	U	63
SE(B)	V	34	SE(B)	U	64
SE(B)	V	35	SE(B)	U	65
SE(B)	V	36	SE(B)	U	66
SE(B)	V	37	SE(B)	U	67
SE(B)	V	38	SE(B)	U	68
SE(B)	V	39	SE(B)	U	69
SE(B)	V	40	SE(B)	U	70

C – Registro das Cargas de Flexão

Tabela C1 – Valores de carga de flexão obtidos através dos ensaios de flexão em quatro pontos, entalhes em “V” e “U”.

Identificação do CP	Tipo de entalhe	Carga de Flexão (N)	Identificação do CP	Tipo de entalhe	Carga de Flexão (N)
11	V	73.585,48	43	U	91.844,63
12	V	72.807,16	44	U	89.152,12
13	V	38.717,90	45	U	94.783,34
14	V	37.967,63	47	U	39.754,48
15	V	56.184,26	48	U	57.122,74
16	V	38.717,90	49	U	40.622,17
17	V	44.238,94	50	U	52.018,95
18	V	53.694,54	51	U	83.774,68
19	V	36.614,10	52	U	91.084,68
20	V	45.488,03	53	U	86.857,45
21	V	47.111,14	55	U	85.354,20
22	V	79.266,52	56	U	88.134,12
23	V	87.216,23	58	U	87.849,33
24	V	63.627,77	59	U	80.283,10
25	V	41.004,70	60	U	90.739,57
27	V	47.047,32	61	U	93.795,98
28	V	39.425,89	62	U	89.144,14
29	V	99.647,10	63	U	87.867,91
30	V	60.885,66	64	U	87.258,08
35	V	56.079,31	66	U	89.667,69
36	V	44.719,11	67	U	87.283,10
37	V	51.297,28	68	U	93.159,83
39	V	73.234,80	70	U	94.721,54

D – Registro das Leituras de Dureza dos CPs

Tabela D1 – Valores de dureza dos CPs de tração temperado e revenido.

Identificação do CP	Dureza média (HRc)	Desvio padrão (HRc)	Coefficiente de variação (%)
CP I	47,7	1,6	3,3
CP II	48,4	0,7	1,4
CP III	47,1	0,6	1,4
6	52,3	0,7	1,3
7	51,5	0,6	1,2
8	53,0	0,6	1,2
9	51,2	0,7	1,5
10	52,1	0,2	0,4

Dureza média: 50 HRc

Desvio padrão: 2,1 HRc

Coefficiente de variação: 4,3 %

Tabela D2 – Valores de dureza dos CPs do tipo C(T), temperado e revenido.

Identificação do CP	Dureza média (HRc)	Desvio padrão (HRc)	Coefficiente de variação (%)
CT 01	54,1	0,9	1,7
CT 02	54,4	0,5	0,9
CT 03	53,8	1,3	2,4
CT 04	54,3	0,7	1,2

Dureza média: 54 HRc

Desvio padrão: 0,2 HRc

Coefficiente de variação: 0,4 %

Tabela D3 – Valores de dureza dos CPs do tipo SE(B), com entalhe em “V”,
temperado e revenido.

Identificação do CP	Dureza média (HRc)	Desvio padrão (HRc)	Coefficiente de variação (%)
11	53,0	0,8	1,5
12	53,1	0,8	1,6
13	54,6	0,6	1,1
14	54,9	0,8	1,4
15	53,9	1,0	1,8
16	54,0	1,1	2,0
17	53,0	0,8	1,5
18	53,8	0,8	1,5
19	54,0	0,0	0,0
20	54,4	0,6	1,1
21	55,1	0,8	1,5
22	54,9	1,4	2,5
23	53,4	1,0	1,8
24	55,3	0,7	1,2
25	54,5	0,9	1,7
27	53,9	1,0	1,9
28	54,5	0,9	1,7
29	55,2	0,9	1,7
30	55,8	0,5	0,9
35	53,3	0,5	0,9
36	54,3	0,5	0,9
37	55,4	1,1	2,0
39	54,1	0,4	0,8

Dureza média: 54 HRc
Desvio padrão: 0,8 HRc
Coeficiente de variação: 1,4 %

Tabela D4 – Valores de dureza dos CPs do tipo SE(B), com entalhe em “U”,
temperado e revenido.

Identificação do CP	Dureza média (HRc)	Desvio padrão (HRc)	Coefficiente de variação (%)
43	53,4	0,9	1,8
44	54,2	0,7	1,3
45	53,5	0,6	1,2
47	51,7	1,0	2,0
48	53,4	1,3	2,5
50	52,7	0,9	1,8
51	50,3	0,5	0,9
52	52,1	0,9	1,8
53	52,2	0,6	1,1
54	52,3	1,4	2,7
55	52,5	0,7	1,3
56	52,4	0,7	1,4
58	53,8	1,2	2,3
59	53,4	0,6	1,2
60	54,6	1,0	1,9
61	55,0	0,7	1,2
62	54,3	0,5	0,9
63	54,0	0,8	1,5
64	54,9	0,8	1,4
66	53,7	0,8	1,5
67	52,9	0,6	1,2
68	53,9	0,6	1,1
70	53,9	0,7	1,3

Dureza média: 53 HRc
Desvio padrão: 1,1 HRc
Coeficiente de variação: 2,1 %

Tabela D5 – Valores de dureza dos CPs de tração normalizado.

Identificação do CP	Dureza média (HRc)	Desvio padrão (HRc)	Coefficiente de variação (%)
CP I	47,7	1,6	3,3
CP II	48,4	0,7	1,4
CP III	47,1	0,6	1,4
6	52,3	0,7	1,3
7	51,5	0,6	1,2
8	53,0	0,6	1,2
9	51,2	0,7	1,5
10	52,1	0,2	0,4

Dureza média: 50 HRc

Desvio padrão: 2,1 HRc

Coefficiente de variação: 4,3 %

E – Memorial de Cálculo da Distribuição de Weibull

Tabela E1 – Distribuição de Weibull dos valores de tenacidade à fratura aparente, entalhe em “V”.

Identificação do CP	i	K_{IC}^V (MPa.m ^{1/2})	$P_f = (i-0.5)/N$	$X = \ln(K_{IC}V)$	$Y = \ln(\ln(1/[1-P_f]))$
19	1	72,34	0,02	4,28	-3,82
14	2	72,38	0,07	4,28	-2,70
16	3	72,56	0,11	4,28	-2,16
28	4	74,60	0,15	4,31	-1,80
13	5	75,31	0,20	4,32	-1,52
25	6	77,11	0,24	4,35	-1,30
17	7	82,50	0,28	4,41	-1,10
36	8	85,11	0,33	4,44	-0,93
20	9	85,79	0,37	4,45	-0,77
27	10	90,70	0,41	4,51	-0,63
21	11	96,60	0,46	4,57	-0,49
37	12	97,43	0,50	4,58	-0,37
15	13	104,89	0,54	4,65	-0,24
35	14	107,63	0,59	4,68	-0,12
18	15	108,17	0,63	4,68	0,00
24	16	112,51	0,67	4,72	0,11
30	17	113,77	0,72	4,73	0,23
39	18	137,88	0,76	4,93	0,36
12	19	139,88	0,80	4,94	0,49
11	20	141,01	0,85	4,95	0,63
23	21	154,71	0,89	5,04	0,80
22	22	157,46	0,93	5,06	1,00
29	23	178,84	0,98	5,19	1,34
N=	23				

Tabela E2 – Distribuição de Weibull dos valores de tenacidade à fratura aparente, entalhe em “U”.

Identificação do CP	i	K_{IC}^U (MPa.m ^{1/2})	$P_f = (i-0.5)/N$	$X = \ln(K_{IC}U)$	$Y = \ln(\ln(1/[1-P_f]))$
47	1	80,16	0,02	4,38	-3,82
49	2	81,51	0,07	4,40	-2,70
50	3	104,85	0,11	4,65	-2,16
59	4	161,34	0,15	5,08	-1,80
48	5	167,51	0,20	5,12	-1,52
51	6	168,40	0,24	5,13	-1,30
55	7	169,70	0,28	5,13	-1,10
53	8	170,87	0,33	5,14	-0,93
56	9	173,62	0,37	5,16	-0,77
43	10	173,77	0,41	5,16	-0,63
64	11	175,05	0,46	5,17	-0,49
67	12	175,48	0,50	5,17	-0,37
63	13	176,14	0,54	5,17	-0,24
58	14	177,12	0,59	5,18	-0,12
44	15	178,39	0,63	5,18	0,00
62	16	178,39	0,67	5,18	0,11
60	17	178,93	0,72	5,19	0,23
52	18	180,31	0,76	5,19	0,36
66	19	180,91	0,80	5,20	0,49
61	20	186,73	0,85	5,23	0,63
68	21	188,56	0,89	5,24	0,80
45	22	190,50	0,93	5,25	1,00
70	23	190,91	0,98	5,25	1,34
N=	23				