

DETERMINAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA PARA UM AÇO AISI
4140 EMPREGANDO ENTALHES NÃO SINGULARES E O CRITÉRIO
DA MÉDIA TENSÃO

JEANDERSON COLODETE SESSA

UNIVERSIDADE ESTADUAL DO NORTE FLUMINENSE DARCY
RIBEIRO – UENF

CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ

AGOSTO-2018

DETERMINAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA DE UM AÇO AISI
4140 EMPREGANDO ENTALHES NÃO SINGULARES E O CRITÉRIO
DA MÉDIA TENSÃO

JEANDERSON COLODETE SESSA

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

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

CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ

AGOSTO-2018

FICHA CATALOGRÁFICA

UENF - Bibliotecas

Elaborada com os dados fornecidos pelo autor.

S493

Sessa, Jeanderson Colodete.

Determinação da tenacidade à fratura de um aço AISI 4140 empregando entalhes não singulares e o critério da média tensão / Jeanderson Colodete Sessa. - Campos dos Goytacazes, RJ, 2018.

165 f. : il.

Bibliografia: 27 - 72.

Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência dos Materiais) - Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Centro de Ciência e Tecnologia, 2018.

Orientador: Eduardo Atem de Carvalho.

1. Tenacidade à fratura. 2. Entalhe não singular. 3. Critério da média tensão. 4. Mecânica da fratura. 5. Aço AISI 4140. I. Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. II. Título.

CDD - 620.11

DETERMINAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA DE UM AÇO AISI
4140 EMPREGANDO ENTALHES NÃO SINGULARES E O CRITÉRIO
DA MÉDIA TENSÃO

JEANDERSON COLODETE SESSA

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

Aprovada em 23/08/2018.

Comissão Examinadora:

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

Prof.^a Marcia Giardinieri de Azevedo (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)

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a DEUS pela proteção e força dada durante todos os momentos da minha vida.

Aos meus pais pelo apoio ao estudo e pelas palavras de incentivo para a conclusão desse trabalho, e também a minha avó por estar sempre junta durante todo esse percurso.

Ao meu orientador Prof. Phd. Eduardo Atem de Carvalho pela orientação, paciência, educação e sabedoria para lidar com todas as dificuldades que surgiram e que não mediu esforços para a conclusão dessa pesquisa.

Aos grandes amigos do grupo de pesquisa D.Sc Fernando Luiz de Carvalho e Silva e M.Sc Ebenézer Marques Dias da Silva pela valiosa e fundamental contribuição que deram, auxiliando de maneira grandiosa várias fases dessa pesquisa.

Ao técnico do laboratório do LAMAV Silvio Gonçalves Mendes pela grande contribuição, com explicações técnicas de suma importância para o uso dos equipamentos da oficina metalográfica.

Aos alunos do mestrado do IFES-Campus Vitória-ES, em especial Heitor e Rodrigo Pezzin que foram muito prestativos e eficientes no manuseio dos equipamentos do laboratório de Pirometalurgia para a realização dos tratamentos térmicos e ao professor D.Sc André Galdino pelas contribuições e também por ter sido solícito quanto ao uso do laboratório de Ensaio Destrutivos e Não Destrutivos do IFES Campus-Vitória-ES.

Aos amigos professores do IFES Campus-Cachoeiro de Itapemirim-ES, M.Sc Rogério Vicentini pela ajuda na usinagem dos corpos de prova e M.Sc Sayd Farage pelas contribuições importantes para essa pesquisa.

Ao IFES Campus-Cachoeiro de Itapemirim-ES que proporcionou-me a oportunidade de realizar essa pesquisa.

SUMÁRIO

| | |
|---|------------|
| ÍNDICE DE FIGURAS..... | IX |
| ÍNDICE DE TABELAS..... | XIV |
| RESUMO..... | XX |
| ABSTRACT..... | XXI |
| 1 CAPÍTULO 1—INTRODUÇÃO..... | 22 |
| 1.1 Introdução | 22 |
| 1.2 Objetivo Geral | 25 |
| 1.3 Objetivos Específicos | 25 |
| 1.4 Justificativas | 25 |
| 1.4.1 Justificativa Científica | 25 |
| 1.4.2 Justificativa Tecnológica | 26 |
| 1.4.3 Justificativa Econômica | 26 |
| 1.5 Ineditismo..... | 26 |
| 2 CAPÍTULO 2—REVISÃO BIBLIOGRÁFICA | 27 |
| 2.1 Aço AISI 4140 | 27 |
| 2.2 Tratamento térmico em aços..... | 28 |
| 2.3 Têmpera..... | 29 |
| 2.4 Revenimento | 30 |
| 2.5 Teoria da elasticidade linear | 31 |
| 2.6 Equações constitutivas..... | 32 |
| 2.7 Equações de equilíbrios | 35 |
| 2.8 Relações deformações-deslocamento | 37 |
| 2.9 Mecânica da fratura..... | 37 |
| 2.10 Modelo de Inglis..... | 38 |
| 2.11 Modelo de Griffith..... | 40 |
| 2.12 Modos de carregamento de uma trinca e análise de tensões na vizinhança da trinca | 42 |
| 2.13 Fator de Concentração de tensão (K_t) | 46 |
| 2.14 Tenacidade à fratura para comportamento linear elástico | 48 |
| 2.15 Ensaio de tenacidade à fratura para metais..... | 51 |

| | | |
|----------|--|------------|
| 2.15.1 | Ensaio de K_{IC} | 52 |
| 2.16 | Entalhes não singulares..... | 57 |
| 2.16.1 | Modelo de Creager e Paris (1967)..... | 59 |
| 2.16.2 | Critério de Gómez et al (2006)..... | 62 |
| 2.17 | Método dos elementos finitos | 67 |
| 2.18 | Strain Gage (SG) | 70 |
| 3 | CAPITULO 3—MATERIAIS E MÉTODOS..... | 73 |
| 3.1 | Material | 74 |
| 3.2 | Métodos | 74 |
| 3.2.1 | Caracterização química do material conforme recebido..... | 74 |
| 3.2.2 | Corpos de prova para ensaio de flexão | 75 |
| 3.2.3 | Corpos de prova para ensaio de tração..... | 76 |
| 3.2.4 | Inserção de entalhes em U nos corpos de prova | 77 |
| 3.2.5 | Tratamentos térmicos | 80 |
| 3.2.6 | Inserção de entalhes em U por eletroerosão a fio | 84 |
| 3.2.7 | Medição dos raios nas amostras entalhadas..... | 86 |
| 3.2.8 | Medição das dimensões dos corpos de prova..... | 87 |
| 3.2.9 | Ensaio de dureza | 88 |
| 3.2.10 | Ensaio de Flexão em quatro pontos | 89 |
| 3.2.11 | Ensaio de tração das amostras tratadas termicamente..... | 91 |
| 3.2.12 | Preparação metalográfica das amostras | 93 |
| 3.2.13 | Análise de Fratura (Fractografia) | 96 |
| 3.2.14 | Medição do tamanho da região dos lábios de cisalhamento | 96 |
| 3.2.15 | Cálculo do concentrador de tensão (K_t)..... | 96 |
| 3.2.16 | Tensão de Fratura em Flexão (σ_F) | 98 |
| 3.2.17 | Calculo da tenacidade à fratura (K_{UC}) para entalhes não singulares..... | 99 |
| 3.2.18 | Cálculo da tenacidade à fratura (K_{IC}) a partir da aplicação do critério da tensão média (CTM) | 99 |
| 4 | CAPITULO 4—RESULTADOS E DISCUSSÕES | 101 |
| 4.1 | Resultados da espectrometria..... | 101 |
| 4.2 | Análise dimensional dos CPs..... | 101 |
| 4.3 | Resultados dos ensaios de tração do AISI 4140 temperado e revenido | 104 |
| 4.4 | Avaliação das propriedades do aço após os ensaios de tração..... | 106 |

| | | |
|--------|---|-----|
| 4.4.1 | Módulo de elasticidade (E) | 106 |
| 4.4.2 | Tensão de escoamento | 107 |
| 4.4.3 | Propriedades mecânicas obtidas do ensaio de tração | 108 |
| 4.5 | Avaliação da dureza das amostras | 109 |
| 4.6 | Resultados da análise metalográfica..... | 111 |
| 4.7 | Resultados de K_t pela análise do Método de Elementos Finitos (MEF) | 115 |
| 4.7.1 | Comparação dos resultados do K_{tg} médio de cada lote..... | 116 |
| 4.8 | Análise do campo de tensão e deformação pelo método dos elementos finitos (MEF)..... | 117 |
| 4.9 | Resultados dos ensaios das amostras com strain gage (SG)..... | 119 |
| 4.9.1 | Amostra de raio maior | 119 |
| 4.9.2 | Amostra de raio menor | 120 |
| 4.9.3 | Amostra de eletroerosão | 121 |
| 4.9.4 | Comparação das curvas tensão x deformação das amostras com strain gage (SG) | 122 |
| 4.10 | Avaliação da tenacidade à fratura..... | 123 |
| 4.10.1 | Tenacidade à fratura dos corpos de prova de raio maior | 123 |
| 4.10.2 | Tenacidade à fratura dos corpos de prova de raio menor | 124 |
| 4.10.3 | Tenacidade à fratura dos corpos de prova de eletroerosão | 125 |
| 4.10.4 | Comparação da tenacidade à fratura de cada lote..... | 126 |
| 4.10.5 | Comparação da tenacidade à fratura do lote de eletroerosão com valores de K_{IC} da literatura..... | 127 |
| 4.11 | Análise fractográfica e macroscópica das superfícies de fratura | 128 |
| 4.11.1 | Amostra do ensaio de tração | 128 |
| 4.11.2 | Amostra de raio maior | 130 |
| 4.11.3 | Amostra de raio menor | 131 |
| 4.11.4 | Amostra de eletroerosão | 133 |
| 4.12 | Tamanho da região de cisalhamento..... | 135 |
| 4.12.1 | Lote de raio maior..... | 136 |
| 4.12.2 | Lote de eletroerosão..... | 137 |
| 4.12.3 | Comparação do tamanho da região de cisalhamento dos lotes de eletroerosão e raio maior | 138 |
| 4.13 | Comparação das regiões de cisalhamento entre os aços AISI 4140 e AISI 4340 temperado e revenido | 140 |

| | | |
|----------|--|------------|
| 5 | CAPÍTULO 5- CONCLUSÕES | 145 |
| 6 | CAPÍTULO 6 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS | 147 |
| | REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS..... | 148 |
| | APÊNDICES..... | 155 |
| | APÊNDICE A-Dimensões dos CPs..... | 156 |
| | APÊNDICE B-Registro das Leituras de Dureza dos CPs..... | 158 |
| | APÊNDICE C-Valores de K_{tg} dos CPs..... | 160 |
| | APÊNDICE D-Tamanho da região de cisalhamento..... | 162 |
| | APÊNDICE E-Funções “ <i>curve fitting</i> ” de Pilkey..... | 165 |

ÍNDICE DE FIGURAS

| | |
|---|----|
| Figura 1-- Microestrutura perlítica (parte escura) e ferrítica (parte clara) do aço AISI 4140 conforme recebido (a) (Lv et al,2017).Microestrutura martensítica revenida após têmpera e revenimento simples do aço AISI 4140 (b) (Sanij et al,2012). | 30 |
| Figura 2- Efeito da duração do revenimento de um aço com 0,82%C sobre a dureza para quatro temperaturas diferentes (Costa e Silva, Mei, 2010). | 31 |
| Figura 3-Retângulo em um sistema de coordenadas cartesianas (Lai et al,1978). | 35 |
| Figura 4-Furo elíptico em uma placa plana (Anderson, 2005). | 39 |
| Figura 5-Modelo usado por Griffith (Anderson, 2005). | 40 |
| Figura 6-Modo I de carregamento de uma trinca (Da Rosa, 2002). | 42 |
| Figura 7-Modo de carregamento II de uma trinca (Da Rosa, 2002). | 43 |
| Figura 8-Modo III de carregamento de uma trinca (Da Rosa, 2002). | 43 |
| Figura 9-Campo de tensão nas vizinhanças da ponta da trinca de um material com comportamento linear elástico (Anderson, 2005). | 44 |
| Figura 10-Desvio das linhas de força em torno do entalhe (Anderson, 2005). | 46 |
| Figura 11-Variação da tenacidade à fratura com a espessura para uma liga de alumínio (Anderson, 2005). | 50 |
| Figura 12-Amostra de cobre submetida a um carregamento cíclico para formação de uma pré trinca de fadiga (Singh et al,2011). | 52 |
| Figura 13-- Amostras padronizadas para teste de tenacidade a fratura: a) Compacto de tração (CT), b) Disco compacto de tração, c) Amostra de flexão SE(B), d) Tração central (MT), e) Amostra em forma de arco (Anderson, 2005). | 53 |
| Figura 14-Formas da zona plástica para o modo I de carregamento (Anderson, 2005). | 54 |
| Figura 15-Corpo de prova para ensaio de K _{IC} submetido à flexão em 3 pontos(Anderson, 2005). | 55 |
| Figura 16-Diagramas carga vs deslocamento para teste de K _{IC} (Anderson,2005). | 57 |
| Figura 17-Corpo de prova com trinca de fadiga para cálculo de K _{IC} (Anderson, 2005). | 58 |
| Figura 18-- Corpo de prova com entalhe não singular para cálculo de K _{UC} (Cicero et al ,2012). | 58 |
| Figura 19-Trinca de corrosão em uma liga de alumínio (Creager e Paris, 1967). | 60 |

| | |
|--|----|
| Figura 20-Origem do sistema de coordenadas para o desenvolvimento do campo de tensão (Creager e Paris, 1967). | 60 |
| Figura 21-Variação de K_{UC} com o raio do entalhe (ρ) para diferentes tipos de cerâmica e um polímero frágil (Gómez et al,2006)..... | 62 |
| Figura 22-Variação de K_{UC}/K_{IC} com ρ/lch para diferentes tipos de cerâmica e um polímero frágil (Gómez et al,2006). | 63 |
| Figura 23-Comparação entre todos os resultados experimentais (faixa marrom) com os critérios de falha (média tensão, máxima tensão circunferencial) (Gómez et al,2006). | 64 |
| Figura 24-Comparação entre todos os resultados experimentais (faixa marrom) com os critérios de falha (energia de deformação crítica, energia de deformação média) (Gómez et al,2006)..... | 64 |
| Figura 25-Comparação entre todos os resultados experimentais (faixa marrom) com os critérios de falha (defeitos intrínsecos, mecânica da fratura finita, trinca crítica virtual) (Gómez et al,2006)..... | 65 |
| Figura 26-Função erro para os critérios de energia de deformação crítica e média energia de deformação (Gómez et al,2006)..... | 66 |
| Figura 27-- Função erro para critérios da mecânica da fratura finita, defeitos intrínsecos, trinca virtual crítica (Gómez et al, 2006)..... | 66 |
| Figura 28-Função erro para critérios da média tensão e máxima tensão (Gómez et al,2006). | 66 |
| Figura 29-Malha de elementos finitos usando 228 elementos triangulares (Bathe, 2014). | 68 |
| Figura 30-Malha de elementos finitos usando 912 elementos triangulares. (Bathe, 2014). | 68 |
| Figura 31-Modelo geométrico de uma polia (esquerda) e modelo discretizado por elementos finitos (direita). (Instituto ESSS, 2017). | 69 |
| Figura 32-Extensômetro de resistência elétrica tipo folha (Brusamarello, 2004)..... | 70 |
| Figura 33-Uso de Strain gage de resistência elétrica em implantes dentários (Cho et al,2014). | 71 |
| Figura 34-Fluxograma dos procedimentos realizados na pesquisa. | 73 |
| Figura 35-Barras retangulares do aço AISI 4140 com secção 25x13,7mm conforme recebido | 74 |

| | |
|--|----|
| Figura 36-Espectômetro de emissão óptica modelo PDA-7000 da empresa TecnoSteel para realização das análises químicas. | 75 |
| Figura 37--Corte da amostra em serra fita. | 75 |
| Figura 38-- Corpos de prova cortados em serra fita. | 76 |
| Figura 39-Desenho esquemático do corpo de prova para ensaio de tração. | 76 |
| Figura 40-Corpos de prova para ensaio de tração. | 77 |
| Figura 41-Desenho esquemático do formato do entalhe em U (Usinagem)..... | 77 |
| Figura 42-Desenho esquemático do formato do entalhe em U (Eletroerosão). | 78 |
| Figura 43-Fresa de módulo 1,5 e ângulo de pressão de 20°. | 78 |
| Figura 44-Fresadora utilizada na inserção do entalhe de raio maior..... | 79 |
| Figura 45- Ferramentas utilizadas para a inserção de entalhes em U de raio menor nos corpos de prova..... | 79 |
| Figura 46-Entalhe em U com raio menor inserido no corpo de prova. | 80 |
| Figura 47-Forno utilizado na têmpera dos corpos de prova. | 81 |
| Figura 48-Corpos de prova no interior do forno..... | 82 |
| Figura 49-- Resfriamento das amostras em óleo. | 82 |
| Figura 50-Forno para realização do revenimento..... | 83 |
| Figura 51-Corpos de prova no interior do forno para revenimento..... | 84 |
| Figura 52-Equipamento utilizado para eletroerosão a fio nas amostras sem entalhes. | 85 |
| Figura 53-Amostras entalhadas por eletroerosão a fio..... | 85 |
| Figura 54-Microscópio utilizado na medição dos raios dos entalhes..... | 86 |
| Figura 55--Entalhe CP# 3 de raio maior. | 86 |
| Figura 56-Entalhe do CP# 2 de raio menor. | 87 |
| Figura 57-Entalhe do CP#1 de eletroerosão. | 87 |
| Figura 58-Paquímetro digital usado na medição das dimensões dos corpos de prova. | 88 |
| Figura 59-Durômetro Heickert para medição de dureza na escala Rockwel C no aço AISI 4140 após têmpera e revenimento. | 88 |
| Figura 60-Maquina Universal de ensaio Instron, modelo 5582. | 89 |
| Figura 61-CPs preparados para ensaio de flexão em 4 pontos.(a) CP de raio maior.(b) CP de raio menor. | 90 |
| Figura 62-CP de eletroerosão preparado para ensaio de flexão em 4 pontos. | 90 |
| Figura 63-Corpo de prova com strain gage..... | 91 |

| | |
|---|-----|
| Figura 64-CP com strain gage preparado para ensaio de flexão em 4 pontos..... | 91 |
| Figura 65-Corpo de prova de tração com extensômetro acoplado para realização do ensaio..... | 92 |
| Figura 66-Amostras preparadas para a análise metalográfica. | 94 |
| Figura 67-Equipamentos utilizados na preparação das amostras. (a) Policorte.(b)Embutidora a quente. | 95 |
| Figura 68-Equipamentos utilizados na preparação das amostras.(a)Lixadeira politriz.(b)Politriz usada para o polimento | 95 |
| Figura 69-Microscópio óptico usado para caracterização estrutural dos corpos de prova. | 95 |
| Figura 70-Microscópio confocal de medição a laser. | 96 |
| Figura 71-Desenho esquemático de um ensaio de flexão pelo método de quatro pontos (Adaptado Garcia et al, 2012)..... | 98 |
| Figura 72-Diagrama tensão vs deformação para o corpo de prova 01 temperado de revenido | 104 |
| Figura 73-Diagrama tensão vs deformação para o corpo de prova 02 temperado de revenido..... | 105 |
| Figura 74-Diagrama tensão vs deformação para o corpo de prova 03 temperado de revenido..... | 105 |
| Figura 75-Gráfico do módulo de elasticidade do CP#2 temperado e revenido | 107 |
| Figura 76-Gráfico tensão de escoamento para o CP#1 temperado e revenido..... | 108 |
| Figura 77--Microestrutura do aço AISI 4140 conforme recebido, aumento 200X.... | 111 |
| Figura 78-Microestrutura do aço AISI 4140 conforme recebido. Aumento de 500X. | 112 |
| Figura 79-Microestrutura do aço AISI 4140 de raio maior temperado e revenido. Aumento de 500X..... | 113 |
| Figura 80-Microestrutura do aço AISI 4140 de raio menor temperado e revenido. Aumento de 500X..... | 113 |
| Figura 81-Microestrutura do aço AISI 4140 de eletroerosão temperado e revenido. Aumento de 500X..... | 114 |
| Figura 82-Campo de tensão nas vizinhanças do entalhe da amostra de eletroerosão (Carvalho, 2018)..... | 117 |
| Figura 83-Campo de tensão nas vizinhanças do entalhe da amostra de eletroerosão (Carvalho, 2018)..... | 118 |

| | |
|--|-----|
| Figura 84-Curva tensão x deformação obtida do ensaio com SG para o corpo de prova 2 de raio maior. | 119 |
| Figura 85-Curva tensão x deformação obtida do ensaio com SG para o corpo de prova 5 de raio menor. | 120 |
| Figura 86-Curva tensão x deformação obtida do ensaio com SG para o corpo de prova 5 de eletroerosão. | 121 |
| Figura 87-Comparação das curvas tensão x deformação dos corpos de prova com SG. | 122 |
| Figura 88-Aspecto microscópico da superfície de fratura do corpo de prova de tração, em aumento de 216 X. | 128 |
| Figura 89-Aspecto macroscópico da superfície de fratura do corpo de prova de tração. | 129 |
| Figura 90-Aspecto microscópico da superfície de fratura do CP de raio maior em 3D. Aumento de 430X. | 130 |
| Figura 91-Aspecto macroscópico da superfície de fratura para o corpo de prova de raio maior. | 131 |
| Figura 92-Aspecto microscópico da superfície de fratura do corpo de prova de raio menor em 3D. Aumento de 430X. | 132 |
| Figura 93-Aspecto macroscópico da superfície de fratura do corpo de prova de raio menor. | 133 |
| Figura 94-Aspecto microscópico da superfície de fratura do corpo de prova de eletroerosão em 3D. Aumento de 430X. | 134 |
| Figura 95-Aspecto macroscópico da superfície de fratura do corpo de prova de eletroerosão. | 135 |
| Figura 96-- Região de cisalhamento do corpo de prova 3 de raio maior. | 136 |
| Figura 97-Região de cisalhamento do corpo de prova 4 de eletroerosão. | 137 |
| Figura 98-Superfície de fratura do aço AISI 4140. | 140 |
| Figura 99-Superfície de fratura do aço AISI 4340. | 141 |
| Figura 100-Comportamento tensão x deformação do aço 4340 entalhado por eletroerosão a fio (Silva, 2018)..... | 141 |
| Figura 101-Região de cisalhamento do aço AISI 4340 entalhado por eletroerosão a fio. | 142 |
| Figura E 1- Funções “curve fitting” de Pilkey para cálculo de K _{tn} (Pilkey, 1997)..... | 165 |

ÍNDICE DE TABELAS

| | |
|--|-----|
| Tabela 1-Funções “curve fitting” para o cálculo de K_{tg} (Carvalho, 2018)..... | 47 |
| Tabela 2-Funções "curve fitting" para o cálculo de K_{tn} (Carvalho, 2018). | 48 |
| Tabela 3-Quantidade de corpos de prova e o tipo de tratamento térmico..... | 80 |
| Tabela 4-Parâmetros de tratamentos térmicos utilizados para todos os corpos de prova | 81 |
| Tabela 5-Funções “ <i>curve fitting</i> ” gerada pelo MEF para o cálculo de K_{tg} (Carvalho, 2018). | 97 |
| Tabela 6-Composição química do material estudado obtido pelo espectrômetro de emissão óptica. | 101 |
| Tabela 7-Composição química do aço AISI 4140 segundo a NBR NM 87..... | 101 |
| Tabela 8-Dimensões médias dos CPs de raio maior. | 102 |
| Tabela 9-Dimensões médias dos CPs de raio menor. | 102 |
| Tabela 10-Dimensões médias dos CPs de eletroerosão. | 103 |
| Tabela 11-Dimensão média dos CPs de tração temperado e revenido. | 103 |
| Tabela 12-Características dimensionais das amostras e a carga máxima obtida no ensaio de tração..... | 106 |
| Tabela 13-Propriedades mecânicas do aço AISI 4140 obtidas após os ensaios de tração. | 108 |
| Tabela 14-Valor de dureza média do AISI 4140 conforme recebido. | 109 |
| Tabela 15-Valores de dureza média dos CPs de raio maior, raio menor, eletroerosão e tração temperado e revenido..... | 109 |
| Tabela 16-Comparação entre os valores de K_{tn} para as amostras de eletroerosão. | 116 |
| Tabela 17-Comparação entre os valores de K_{tg} para as amostras de eletroerosão. | 116 |
| Tabela 18-Resultados do K_{tg} médio para cada lote. | 117 |
| Tabela 19-Comparação entre a deformação experimental e a deformação obtida por MEF para o corpo de prova 5 de eletroerosão. | 118 |
| Tabela 20-Resultados da tenacidade à fratura das amostras de raio maior. | 124 |
| Tabela 21-Resultados da tenacidade à fratura das amostras de raio menor. | 125 |
| Tabela 22-Resultados da tenacidade à fratura das amostras de eletroerosão. | 126 |

| | |
|--|-----|
| Tabela 23-Resultados da tenacidade à fratura média de cada lote. | 126 |
| Tabela 24-Comparação dos valores da tenacidade à fratura da literatura com o lote de eletroerosão. | 127 |
| Tabela 25-Resultado do valor médio do tamanho da região de cisalhamento para o lote de raio maior..... | 136 |
| Tabela 26-Resultado do valor médio do tamanho da região de cisalhamento para o lote de eletroerosão..... | 138 |
| Tabela 27-Comparação do tamanho da região de cisalhamento para os lotes de raio extremo. | 138 |
| Tabela 28-Composição química do aço AISI 4340. (ASM Handbook v.1,1990). | 140 |
| Tabela 29-Tamanho médio da região de cisalhamento do aço AISI 4340. | 143 |
| Tabela 30--Comparação das regiões de cisalhamento entre os aços AISI 4340 e AISI 4140..... | 143 |
| Tabela A 1-Dimensões dos CPs de raio maior temperado e revenido..... | 156 |
| Tabela A 2-Dimensões dos CPs de raio menor temperado e revenido..... | 156 |
| Tabela A 3-Dimensões dos CPs de eletroerosão temperado e revenido..... | 156 |
| Tabela B 1-Valores de dureza dos CPs de raio maior temperado e revenido..... | 158 |
| Tabela B 2-Valores de dureza dos CPs de raio menor temperado e revenido..... | 158 |
| Tabela B 3-Valores de dureza dos CPs de eletroerosão temperado e revenido..... | 158 |
| Tabela C 1-Resultados do K_{tg} para os CPs de raio maior..... | 160 |
| Tabela C 2-Resultados do K_{tg} para os CPs de raio menor..... | 160 |
| Tabela D 1-Tamanho da região de cisalhamento do CP#1 de raio maior..... | 162 |
| Tabela D 2-Tamanho da região de cisalhamento do CP#3 de raio maior..... | 162 |
| Tabela D 3-Tamanho da região de cisalhamento do CP#4 de raio maior..... | 163 |
| Tabela D 4-Tamanho da região de cisalhamento do CP#1 de eletroerosão..... | 163 |
| Tabela D 5-Tamanho da região de cisalhamento do CP#2 de eletroerosão..... | 164 |
| Tabela D 6-Tamanho da região de cisalhamento do CP#4 de eletroerosão..... | 164 |

SIGLAS

| | |
|------------|---|
| A_0 | Área inicial |
| ABNT | Associação Brasileira de Normas Técnicas |
| A_F | Área final |
| AISI | American Iron and Steel Institute |
| a_n | Comprimento do entalhe usinado |
| ASM | American Society Materials |
| C_{ijkl} | Tensor de elasticidade |
| CP | Corpo de prova |
| CTM | Critério da tensão média |
| CTOD | Crack Tip Opening Displacement |
| CZM | Modelo da trinca coesiva |
| E | Módulo de elasticidade |
| e | Traço da matriz deformação |
| E_{ij} | Tensor de deformação |
| EPD | Estado plano de deformação |
| EPT | Estado plano de tensão |
| FFM | Mecânica da fratura finita |
| HRC | Dureza da escala Rockwell |
| K_I | Fator de intensidade de tensão do modo de carregamento por abertura |
| K_{IC} | Tenacidade à fratura para o modo I de carregamento |

| | |
|-------------------|--|
| K_{II} | Fator de intensidade de tensão no modo de carregamento por cisalhamento |
| K_{III} | Fator de intensidade de tensão do modo de carregamento por rasgamento |
| K_Q | Valor estimado inicial de K_{IC} |
| K_t | Fator de concentração de tensão |
| K_{tg} | Fator de concentração de tensão bruto |
| K_{tn} | Fator de concentração de tensão líquido |
| K_{UC} | Tenacidade à fratura para entalhe em U |
| K_{UC}^* | Razão entre a tenacidade à fratura para entalhe U(K_{UC}) pela tenacidade à fratura para o modo I de carregamento(K_{IC}). |
| L_0 | Comprimento inicial |
| LAMAV | Laboratório de Materiais Avançados |
| l_{ch} | Comprimento característico |
| L_F | Comprimento final |
| MFEP | Mecânica da fratura elasto-plástica |
| MFLE | Mecânica da fratura elástica |
| $P_{m\acute{a}x}$ | Carga máxima |
| P_Q | Carga crítica nos ensaios de K_{IC} |
| P_{rupt} | Carga de ruptura |
| R^2 | Coefficiente de determinação da regressão linear |
| SAE | Society of Automotive Engineers |
| SED | Densidade de energia de deformação |
| T_{ij} | Tensor de tensão |

| | |
|-----------|--|
| U | Entalhe em forma de U |
| $u_{i,j}$ | Derivada do deslocamento da direção i em relação a direção j |
| $u_{j,i}$ | Derivada do deslocamento da direção j em relação a direção i |
| UMTS | Máxima tensão tangencial |
| W-a | Tamanho da seção residual |
| Z_p | Zona de perturbação não linear |

SÍMBOLOS

| | |
|------------------------|-----------------------------------|
| δ | Delta de Kronecker |
| ε | Deformação |
| μ | Constante de Lamé |
| λ | Constante de Lamé |
| ν | Coefficiente de Poisson |
| ρ | Raio no fundo do entalhe |
| γ_s | Energia de superfície do material |
| τ | Tensão de cisalhamento |
| σ | Tensão global |
| σ_A | Tensão máxima no ponto A |
| σ_f | Tensão de fratura |
| σ_{Net} | Tensão nominal líquida |
| σ_{Gross} | Tensão nominal bruta |
| $\sigma_{m\acute{a}x}$ | Tensão máxima |
| σ_E | Tensão de escoamento |
| σ_{YS} | Tensão de escoamento |
| σ_{NC} | Tensão nominal crítica |
| σ_{rupt} | Tensão de ruptura |
| σ_u | Tensão máxima no ensaio de tração |

RESUMO

A tenacidade à fratura (K_{IC}) é uma propriedade de extrema importância, pois mede a resistência que o material apresenta na presença de defeitos, sendo o defeito mais comum a trinca. A metodologia mais usual para a obtenção dessa propriedade em metais é através do uso da norma ASTM E399 aplicada a materiais com trinca de fadiga. Nesse trabalho, foi aplicado o critério da tensão média (CTM) para obtenção de K_{IC} no aço AISI 4140, na condição temperado e revenido sem trinca de fadiga. Para isso, foi preciso confeccionar corpos de prova com entalhes não singulares que foram divididos em três configurações diferentes: raio maior, raio menor e eletroerosão. Além disso, foram confeccionados corpos de prova lisos (sem entalhe) com intuito de obter as propriedades mecânicas do AISI 4140 após a têmpera e o revenimento a partir de ensaios de tração. Os concentradores de tensão gerados pela presença dos entalhes foram calculados pelo método dos elementos finitos (MEF) e o fator de intensidade de tensão crítico para entalhe não singular (K_{UC}) foi calculado a partir dos resultados experimentais obtidos através de ensaios de flexão em quatro pontos. Uma vez que K_{UC} é determinado, pôde-se corrigir esse valor empregando o CTM para a obtenção de K_{IC} equivalente. Os valores de K_{IC} obtidos tiveram maiores dispersões para os lotes de raio maior e raio menor, não apresentando resultados compatíveis com a literatura. Contudo, para o lote de eletroerosão, a dispersão foi bastante reduzida, apresentando resultados dentro da faixa encontrada na literatura. A partir do uso de strain gage (SG) foi realizada uma análise do comportamento à fratura para cada lote dos corpos de prova entalhados pela observação da curva tensão vs deformação, em que se observou, a partir dos gráficos, um comportamento linear até a ruptura da amostra de eletroerosão. Além disso, sua superfície de fratura apresentou uma pequena região de cisalhamento, consequência de uma deformação plástica insignificante, em que se notou que o mecanismo de falha dominante para esse lote foi por fratura frágil.

Palavras-chave: Tenacidade à fratura, critério da média tensão, entalhe não singular.

ABSTRACT

Fracture toughness (K_{IC}) is a property of extreme importance because it measures the resistance that material presents in the presence of defects, being the most common defect the crack. The most common methodology to get this property in metals is through the use of Standard ASTM E399 applied to materials with fatigue crack. In this work, the mean stress criterion (CTM) to obtain K_{IC} in the steel AISI 4140 was applied in the quenched and tempered condition without crack fatigue. For this was necessary to make specimens with non-singular notches that were divided into three different configurations: larger radius, smaller radius and electroerosion. Moreover, was made specimens without notch for to get the mechanical properties of AISI 4140 after quenched and tempered from tensile tests. The stress concentration factor generated by the presence of the notches were calculated by the finite element method (MEF) and critical stress intensity factor for non singular notch (K_{UC}) was calculated from the experimental results obtained by four points bending tests. With K_{UC} determined, this value can be corrected using the CTM to obtain equivalent K_{IC} . The values of K_{IC} obtained had greater dispersion for of larger and smaller radius specimens, not presenting results compatible with the literature. However for the electroerosion specimens the dispersion was a lot reduced, presenting results within the range found in the literature. From the use of strain gage (SG), fracture behavior was analyzed for of notches specimens by the observation of the stress vs strain curve where a behavior linear was observed until fracture for electroerosion specimens. Furthermore its fracture surface showed a small shear region, due to insignificant plastic strain, where it was noticed that the dominant failure mechanism for this specimens was by flat fracture.

Keywords: Fracture toughness. Mean stress criterion. Non-singular notches.

1 CAPÍTULO 1—INTRODUÇÃO

1.1 Introdução

Com os progressos alcançados na tecnologia metalúrgica, o ferro e o aço passaram a ser usados como materiais estruturais primários. Apesar do aparente superdimensionamento, essas estruturas e esses componentes metálicos nem sempre funcionam de maneira satisfatória, podendo gerar falhas inesperadas. Muitos desses acidentes resultantes da falha de um componente crítico de grandes equipamentos e estruturas têm causado consideráveis perdas de vida, danos ao meio ambiente, prejuízos financeiros, entre outros problemas.

Ao longo do século XIX, os acidentes em transporte ferroviários devido à fratura de eixos, rodas e trilhos eram relativamente comuns durante a década de 1860 e 1870. O número de pessoas que morreram de acidentes ferroviários na Grã Bretanha foi na ordem de duzentas por ano. Outros tipos de fratura em grandes estruturas levou à quebra de uma das principais correntes da ponte Pênsil Montrose em 19 de março de 1830 na Grã Bretanha, além de uma série de falhas catastróficas incluindo a ponte Hasselt, sobre o canal Albert na Bélgica(1938), Ponte do Rei em Melbourne, Austrália(1962) e o Point Pleasant Bridge em West Virgínia(1967)(Erdogan, 2000).

Em todos esses acidentes citados resultantes de fratura frágil, as regras de projeto até então existentes foram totalmente seguidas. O que de certa forma tornou-se muito difícil atribuir as causas de falhas apenas a defeitos dos materiais como feitos de maneira rotineira antes de 1940. Esses grandes acidentes ocorridos serviram para reconhecer a fratura frágil como um problema grave e também para uma extensa pesquisa a fim de encontrar causas e desenvolver métodos para seu controle.

Um campo de estudo importante hoje, com relação à prevenção de falhas, é a mecânica da fratura. A mecânica da fratura é uma parte da mecânica dos sólidos que estuda o comportamento do material quando o mesmo apresenta algum tipo de defeito. Na maioria dos casos é a presença de trincas que podem surgir no processo de fabricação do material ou quando o material é solicitado por algum tipo de esforço. Defeitos como esses podem gerar situações catastróficas, caso não sejam controlados. Diante disso, o estudo da mecânica da fratura se tornou cada vez mais

difundido, justamente por se tornar uma ferramenta muito importante para prever se a presença de determinadas trincas pode ou não ocasionar a fratura do material. Em outras palavras, os objetivos da Mecânica da fratura são quantificar a maior carga (ou carga crítica) que uma estrutura trincada pode suportar em serviço, o tamanho da maior trinca (ou a trinca crítica) tolerável por uma estrutura em serviço e a vida residual das estruturas trincadas sob cargas reais de serviço (Castro; Meggiolaro, 2009).

Estudos econômicos feitos por DUGA em 1983 mostram que o custo anual de fratura em 1978 nos Estados Unidos foi de \$99bi o que significa 4,4% do produto interno bruto. Esses custos poderiam ser reduzidos em torno de 29% com o uso da mecânica da fratura, o que mostra a importância do estudo e desenvolvimento de pesquisas nessa área (DUGA, 1983).

A mecânica da fratura propõe uma filosofia de abordagem do fenômeno de falhas em componentes em engenharia que se consagrou na segunda metade do século XX, principalmente para tratamentos de materiais frágeis. A tenacidade à fratura tem cada vez mais se consolidado como uma propriedade a ser utilizada na análise do desempenho de um componente de engenharia (Casaril, 2013).

Algumas metodologias são utilizadas para a obtenção da tenacidade à fratura como técnicas experimentais e também modelos numéricos. Entre os modelos numéricos, o método dos elementos finitos e métodos dos elementos de contorno estão entre os mais usados. Entre as técnicas experimentais mais utilizadas está a inserção de trinca de fadiga na extremidade da região entalhada aplicando a norma ASTM E399.

O presente trabalho está relacionado ao uso do critério da tensão média (CTM) para o cálculo do intensificador de tensão crítico (tenacidade à fratura) corrigido a partir de um intensificador de tensão crítico para entalhe não singular. Baseado em trabalhos realizados por Gómez et al, (2006) para materiais frágeis, a pesquisa desenvolvida oferece uma nova alternativa para o cálculo da tenacidade à fratura sem a necessidade de recorrer à confecção de corpos de provas com trinca de fadiga. O pioneirismo da pesquisa de Gómez et al contribuiu para a extensão desse trabalho para outros materiais, em específico o aço AISI 4140. Além disso, o uso de métodos numéricos, em particular o método dos elementos finitos, para o cálculo dos concentradores de tensão será abordado nesse trabalho.

Metodologias que visam à obtenção da tenacidade à fratura sem a presença da trinca de fadiga têm sido estudadas por alguns autores, mesmo usando abordagens distintas das usadas nesta pesquisa.

Ayatollahi e Torabi (2009) propuseram um critério da máxima tensão tangencial (UMTS) para materiais com fratura frágil com entalhes em U sob carga estática de modo misto (I e II). O critério UMTS foi aplicado para diferentes raios de entalhe a partir do qual foi obtida uma série de curvas de fratura desenvolvidas em termos dos fatores de intensidade de tensão. Essas curvas obtidas tiveram boa concordância com as previsões de fratura em componentes com entalhes em U.

Torabi (2013), em outro trabalho, utilizou o critério UMTS para prever a tenacidade à fratura em modo misto (I e II) obtidas experimentalmente em placas de grafite com entalhe em U. Mais uma vez uma boa concordância foi encontrada entre os resultados experimentais e teóricos.

Sapora et al (2013) aplicaram o critério da mecânica da fratura finita (FFM) para investigar a fratura frágil em elementos com entalhes em V sob modo misto de carregamento (I e II). Os resultados teóricos obtidos do critério FFM foram comparados com alguns dados experimentais disponíveis na literatura e também com resultados teóricos obtidos com a teoria da distância crítica para validar esse critério.

Sapora e Firrão (2016) através do critério da mecânica da fratura finita (FFM) avaliaram a tenacidade à fratura aparente do aço AISI 4340 com entalhe em V temperado a altas temperaturas (1200°C) comparado com a têmpera em temperaturas convencionais.

No capítulo 2 será apresentada a revisão da literatura sobre os temas direta e indiretamente relacionados ao trabalho.

No capítulo 3 serão relatados todos os procedimentos realizados para a execução experimental desta tese.

O capítulo 4 apresenta as discussões dos resultados obtidos na pesquisa.

A conclusão de todos os resultados obtidos será por fim descrita no capítulo 5.

1.2 Objetivo Geral

O objetivo principal deste trabalho é calcular o intensificador de tensão crítico para entalhe singular (K_{IC}) corrigido a partir do intensificador de tensão crítico para entalhe não singular (K_{UC}) obtido experimentalmente para o aço AISI 4140 sem trinca de fadiga, utilizando o critério da tensão média (CTM).

1.3 Objetivos Específicos

Os objetivos específicos são:

- a) A partir dos resultados de K_{IC} obtidos verificar a natureza do entalhe para os diferentes raios.
- b) Avaliar o comportamento tensão vs deformação do aço AISI 4140 para os diferentes raios de entalhe e por consequência verificar de maneira mais detalhada as características da superfície de fratura em função do raio.
- c) Avaliar a influência das características geométricas dos entalhes no mecanismo de fratura.

1.4 Justificativas

As justificativas desta pesquisa estão relacionadas a seguir.

1.4.1 Justificativa Científica

A determinação de valores de K_{IC} para metais é embasada na norma ASTM E399, apesar de todo o conhecimento desenvolvido para a obtenção de K_{IC} normalizado, o uso da norma em determinadas situações se torna inviável devido principalmente ao conservadorismo da mesma em relação ao tamanho dos corpos de prova, o que justifica a necessidade da investigação de uma nova metodologia para o acesso a K_{IC} .

1.4.2 Justificativa Tecnológica

Uma vez que a falha ocorre quando a intensidade de tensões atinge o valor da tenacidade à fratura do material, a determinação de K_{IC} usando entalhes é um caminho alternativo usando uma tecnologia mais simples e acessível.

1.4.3 Justificativa Econômica

Para a obtenção experimental de K_{IC} a partir dos ensaios normalizados é necessária a geração da pré trinca de fadiga, o que exige equipamentos adequados e operadores habilitados, sendo uns dos fatores que contribuem para o alto custo desses ensaios. A busca de novas metodologias visando à diminuição do custo do ensaio e do tempo de execução torna-se uma alternativa importante viabilizando o uso de K_{IC} sem perder a segurança.

1.5 Ineditismo

O principal ineditismo consiste em verificar a aplicabilidade do critério originalmente desenvolvido para materiais frágeis estendidos ao aço AISI 4140.

Apesar das referências já existentes, a metodologia utilizada nessa tese atingiu resultados satisfatórios para o aço estrutural AISI 4140, a partir do uso de entalhes não singulares.

A aplicação do critério foi também comparada entre os aços AISI 4140 e AISI 4340, constatando que, nas mesmas condições de geometria do entalhe, os aços apresentaram valores distintos de tenacidade à fratura.

2 CAPITULO 2—REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aço AISI 4140

Os aços podem ser classificados segundo diferentes critérios (Chiaverini, 1986):

O número de tipos de aço é muito elevado, pois além dos aços simplesmente ao carbono com teores variáveis de carbono, é muito grande a quantidade de aços ligados. Dada a grande variedade dos tipos de aços foram criados sistemas para sua classificação. Sendo assim podemos classificar os aços em grupos, ou seja, (Chiaverini, 1986):

- a) Composição. Por exemplo, aços carbono e aços liga;
- b) Processos de acabamento. Por exemplo, laminados a frio ou a quente;
- c) Forma de produto acabado. Por exemplo, barras, chapas grossas, chapas finas, tiras, tubos ou perfis estruturais.

Os aços liga são frequentemente classificados de acordo com a presença do principal ou principais elementos de liga presentes.

Para facilitar sua seleção, associações técnicas especializadas classificam os aços pela sua composição química, dando origem aos sistemas SAE e AISI (americanos), DIN (alemão), ABNT (Brasileiro) etc (Chiaverini, 1986). Uma das classificações mais generalizadas, que inclusive serviu de base para o sistema adotado no Brasil, é a que considera a composição química dos aços, como os da American Iron and Steel Institute-AISI e da Society of Automotive Engineers-SAE (Chiaverini, 1986).

A adição de determinados elementos de liga nos aços carbono é feita quando se deseja melhorar determinadas propriedades tais como:

- Aumento de dureza e resistência mecânica;
- Resistência uniforme em toda seção em peças de grande dimensão;
- Conferir resistência à corrosão;
- Aumentar resistência ao desgaste;
- Aumentar resistência ao calor;
- Melhorar propriedades elétricas e magnéticas.

A obtenção dessas propriedades citadas acima está relacionada com o teor de elementos de liga adicionados, assim com o número de elementos de liga adicionados (Chiaverini, 1986).

O aço AISI 4140 é um aço cromo-molibdênio com 0.40 a 1.1% de Cr e 0.08 a 0.35% de Mo, segundo as normas AISI e SAE. Esse aço tem grande aplicação na construção mecânica e automotiva em componentes que exigem elevada dureza, resistência e tenacidade, como virabrequins, bielas, braços, juntas, engrenagens, eixos e componentes para equipamentos de perfuração de petróleo.

O aço AISI 4140 é usado em aplicações que requerem condições de endurecimento moderado e boa resistência e tenacidade. A tensão de ruptura do aço 4140 chega facilmente a 1650MPa através de tratamento térmico como a têmpera. Esse aço pode ser utilizado a temperaturas altas como 480°C. Acima dessa temperatura a tensão de ruptura decresce rapidamente. (ASM Handbook v.1,1990).

O aço AISI 4140 é um aço de médio carbono e baixa liga, amplamente utilizado na fabricação de ferramentas, engrenagens, parafusos etc. As aplicações do AISI 4140 exigem que ele apresente uma excelente resistência com suficiente tenacidade e ductilidade para realizar suas atividades. O processo convencional para conseguir tais características é a têmpera e o revenimento (Lv et al, 2017).

2.2 Tratamento térmico em aços

Tratamentos térmicos são um conjunto de operações de aquecimento e resfriamento a que são submetidas os aços sob condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e velocidade de esfriamento com o objetivo de alterar suas propriedades ou conferir-lhes características determinadas (Chiaverini, 1986).

Dentre os vários objetivos dos tratamentos térmicos temos (Chiaverini, 1986):

- a) Remoção de tensões;
- b) Aumento da resistência mecânica;
- c) Melhora da ductilidade;
- d) Melhora da usinabilidade;
- e) Melhora da resistência ao desgaste;
- f) Melhora das propriedades de corte;
- g) Melhora da resistência ao calor;

- h) Melhora da resistência à corrosão;
- i) Modificação das propriedades elétricas e magnéticas.

Os tratamentos térmicos dos aços e ligas especiais englobam uma das mais amplas faixas de temperaturas dentre os processos industriais, variando desde o tratamento subzero (temperaturas abaixo de 0°C) para estabilização, até a austenitização de alguns aços rápidos a 1280°C. Além disso, diversas taxas de resfriamento são empregadas, visando permitir a obtenção da exata estrutura desejada (Costa e Silva, Mei, 2010).

No presente trabalho foram realizados tratamento térmico têmpera e revenimento no aço AISI 4140 para simular suas condições de emprego real.

2.3 Têmpera

O tratamento térmico têmpera consiste no aquecimento a uma temperatura que se tenha apenas a fase austenítica, manutenção da temperatura por um tempo para que ocorram as transformações de fase necessárias em toda a extensão do material e um resfriamento rápido em meio com óleo, água, salmoura ou mesmo o ar. Sob o ponto de vista de propriedades mecânicas, um dos principais objetivos da têmpera é o aumento da dureza. A têmpera possui como inconveniente o aparecimento de apreciáveis tensões internas que são amenizadas ou eliminadas pelo revenimento. O constituinte final desejado na têmpera é a martensita (Chiaverini, 1985).

A aplicação da microestrutura martensítica obtida após a têmpera varia desde simples ferramentas a estruturas exigentes de transporte de cargas como trem de pouso de aeronaves.

A martensita é uma fase metaestável que aparece com o resfriamento brusco da austenita. A metaestabilidade da martensita é caracterizada pela permanência dos átomos de carbono nos interstícios em que se encontravam na austenita. Assim a transformação ocorre sem difusão por cisalhamento (Costa e Silva, Mei, 2010).

Sanij et al (2012), em seu trabalho realizaram têmpera e revenimento simples e duplo no aço AISI 4140, resultando na formação da martensita revenida na microestrutura final do aço.

A figura 1 apresenta microestrutura ferrítica e perlítica do aço AISI 4140 conforme recebido de acordo com trabalho de Lv et al (2017), e também apresenta a martensita revenida obtida após a têmpera e revenimento simples do aço AISI 4140 segundo Sanij et al(2012).

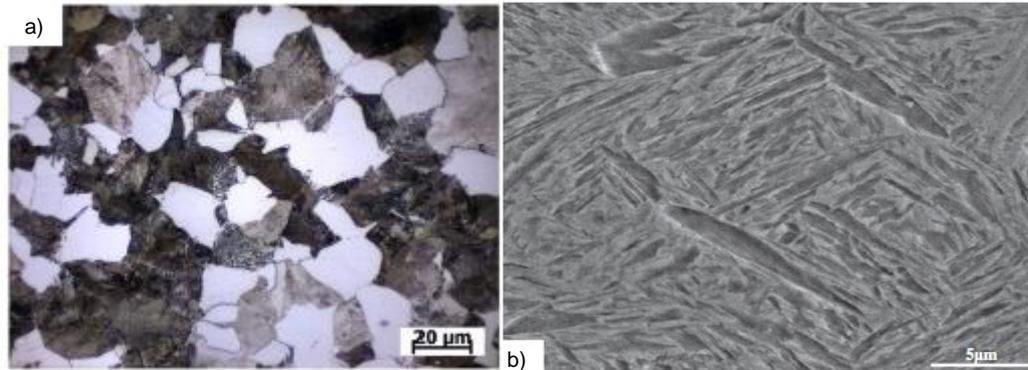


Figura 1-- Microestrutura perlítica (parte escura) e ferrítica (parte clara) do aço AISI 4140 conforme recebido (a) (Lv et al,2017).Microestrutura martensítica revenida após têmpera e revenimento simples do aço AISI 4140 (b) (Sanij et al,2012).

A severidade do resfriamento durante o processo de têmpera faz surgir gradientes térmicos bastante acentuados entre o centro e a superfície. A presença desses gradientes de temperatura na peça faz surgir tensões internas associadas à contração do aço durante o resfriamento, expansão associada com a transformação martensítica, mudanças bruscas de secção e outros concentradores de tensões. A martensita como temperada é extremamente dura e frágil. Peças deixadas nessa condição de alto tensionamento interno correm grande risco de trincar. Além disso, a baixa tenacidade torna essas peças sem emprego prático (Costa e Silva, Mei, 2010).

Os inconvenientes gerados na têmpera, como o excesso de tensões internas, podem ser amenizados com o aquecimento do aço temperado a temperaturas e resfriamentos específicos. Tal operação constitui o revenimento.

2.4 Revenimento

O revenido é um tratamento térmico que normalmente acompanha a têmpera, pois elimina a maioria dos inconvenientes produzidos por esta, tais como aliviar ou remover as tensões internas, corrigir as excessivas dureza e fragilidade do material, aumentando sua ductilidade e resistência ao choque (Chiaverini, 1985).

O revenimento consiste em aquecer uniformemente até uma temperatura abaixo daquela de austenitização, mantendo o aço nesta temperatura por tempo suficiente para equalização de temperatura e obtenção das propriedades desejadas (Costa e Silva, Mei, 2010).

As mudanças nas propriedades dos aços dependem do tempo e da temperatura de revenimento. Em geral, nos primeiros minutos de revenimento a queda de dureza é acentuada, porém a partir de duas horas de revenimento a perda de dureza não é expressiva (Costa e Silva, Mei, 2010).

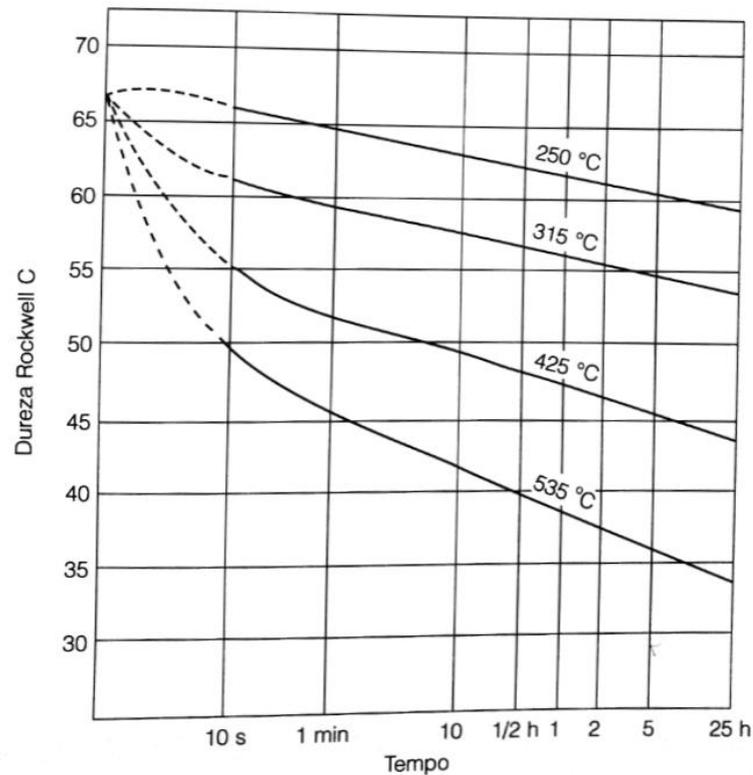


Figura 2- Efeito da duração do revenimento de um aço com 0,82%C sobre a dureza para quatro temperaturas diferentes (Costa e Silva, Mei, 2010).

2.5 Teoria da elasticidade linear

A teoria da elasticidade linear estuda campo de tensões, deformações e deslocamentos em sólidos deformáveis. A teoria é válida considerando as seguintes características (Lai et al,1978):

- a) A relação entre a carga aplicada e a quantidade medida de deformação for linear;
- b) Após a remoção da carga as deformações desaparecem completamente;
- c) As deformações que foram observadas nas experiências foram muito pequenas;
- d) Material linear, isotrópico e homogêneo.

Essas características são usadas para formular a equação constitutiva de um material ideal (linear isotrópico e homogêneo).

2.6 Equações constitutivas

A equação constitutiva elástica clássica, e frequentemente chamada lei generalizada de Hooke, é mostrada abaixo:

$$T_{ij} = C_{ijkl}E_{kl} \quad 2.1$$

Onde T_{ij} e E_{kl} são tensores de tensão e deformação respectivamente e C_{ijkl} é conhecido como tensor de elasticidade. Esse tensor caracteriza as propriedades mecânicas do sólido.

Para um material isotrópico, linear- elástico o tensor de elasticidade (C_{ijkl}) pode ser escrito como uma combinação linear de três tensores, ou seja:

$$C_{ijkl} = \lambda A_{ijkl} + \alpha B_{ijkl} + \beta H_{ijkl} \quad 2.2$$

Sabendo que:

$$A_{ijkl}E_{kl} = \delta_{ij}\delta_{kl}E_{kl} = \delta_{ij}E_{KK} = \delta_{ij}e$$

$$B_{ijkl}E_{kl} = \delta_{ik}\delta_{ji}E_{kl} = E_{ij}$$

$$H_{ijkl}E_{kl} = \delta_{ij}\delta_{jk}E_{kl} = E_{ji} = E_{ij}$$

Substituindo a equação (2.2) em (2.1) teremos:

$$T_{ij} = C_{ijkl}E_{kl} = \lambda e\delta_{ij} + (\alpha + \beta)E_{ij} \quad 2.3$$

Sendo:

$$\alpha + \beta = 2\mu \quad 2.4$$

A equação 2.3 pode ser reescrita como:

$$T_{ij} = \lambda e\delta_{ij} + 2\mu E_{ij} \quad 2.5$$

Sendo:

e: Traço da matriz deformação

μ e λ : Constantes de Lamé

δ : Delta de Kronecker:

$$\delta_{ij} = \begin{cases} 1 & \text{se } i = j. \\ 0 & \text{se } i \neq j. \end{cases}$$

Sendo:

$$\mu = \frac{E}{2(1 + \nu)} \quad 2.6$$

$$\lambda = \frac{\nu E}{(1 + \nu)(1 - 2\nu)} \quad 2.7$$

Onde temos que:

$E \rightarrow$ Módulo de elasticidade.

$\nu \rightarrow$ Coeficiente de Poisson.

Considerando que o tensor de tensão e o tensor deformação sejam simétricos, ao invés de escrever nove equações para as componentes de tensão e deformação pode-se escrever seis, pois temos que:

$$T_{ij} = T_{ji}$$

$$E_{ij} = E_{ji}$$

A equação 2.5 pode ser invertida, ou seja, podem-se calcular as componentes de deformação em função das componentes de tensão. Podemos escrever da seguinte forma:

$$E_{ij} = \frac{1}{2\mu} (T_{ij} - \lambda e \delta_{ij}) \quad 2.8$$

A partir da equação 2.5 variando i e j podemos escrever:

$$T_{11} = \lambda(E_{11} + E_{22} + E_{33}) + 2\mu E_{11} \quad 2.9$$

$$T_{22} = \lambda(E_{11} + E_{22} + E_{33}) + 2\mu E_{22} \quad 2.10$$

$$T_{33} = \lambda(E_{11} + E_{22} + E_{33}) + 2\mu E_{33} \quad 2.11$$

$$T_{12} = 2\mu E_{12} \quad 2.12$$

$$T_{13} = 2\mu E_{13} \quad 2.13$$

$$T_{23} = 2\mu E_{23} \quad 2.14$$

Ao somarmos as equações (2.9), (2.10) e (2.11) teremos:

$$T_{11} + T_{22} + T_{33} = 3\lambda(E_{11} + E_{22} + E_{33}) + 2\mu(E_{11} + E_{22} + E_{33})$$

$$\text{Sendo } e = (E_{11} + E_{22} + E_{33})$$

$$T_{11} + T_{22} + T_{33} = 3\lambda e + 2\mu e$$

$$e = \frac{T_{11} + T_{22} + T_{33}}{3\lambda + 2\mu} \quad 2.15$$

Onde temos que:

$$T_{11} + T_{22} + T_{33} = T_{kk}$$

Reescrevendo a equação (2.15) teremos:

$$e = \frac{T_{kk}}{3\lambda + 2\mu} \quad 2.16$$

Substituindo a equação (2.15) na equação (2.8) temos que:

$$E_{ij} = \frac{1}{2\mu} \left(T_{ij} - \lambda \frac{T_{kk}}{3\lambda + 2\mu} \delta_{ij} \right) \quad 2.17$$

Como as constantes de Lamé são funções das propriedades do material a partir da equação (2.17), têm-se os valores das componentes de deformação em função das componentes de tensão.

2.7 Equações de equilíbrios

A figura abaixo mostra vetores de tensão atuando nas seis faces de um pequeno elemento retangular isolado de um meio contínuo. Sendo $\mathbf{B} = B_i \mathbf{e}_i$ a força de corpo (neste caso o peso por unidade de massa), ρ a massa específica na posição x_i e \mathbf{a} sendo a aceleração, então as leis de Newton do movimento válidas para um retângulo em um sistema de coordenadas cartesianas podem ser escritas como:

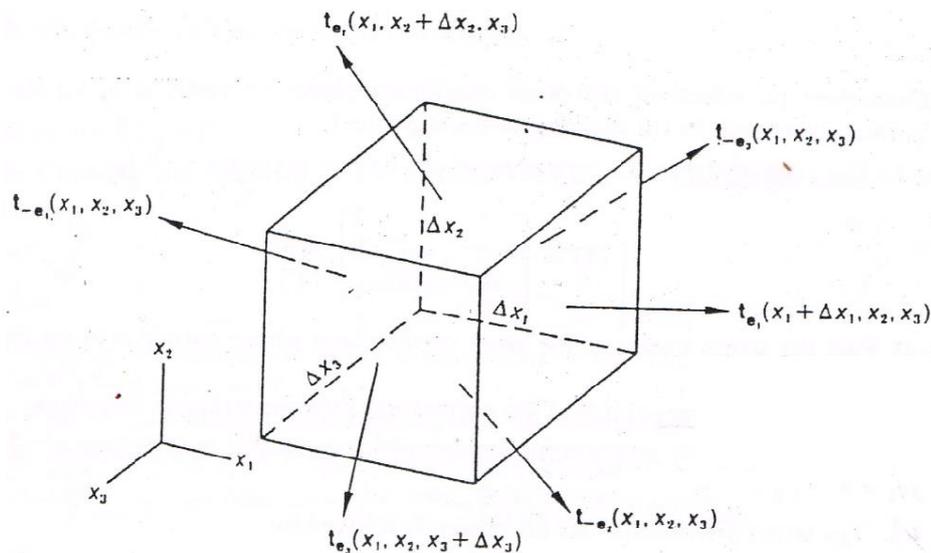


Figura 3-Retângulo em um sistema de coordenadas cartesianas (Lai et al,1978).

$$\left[\left(\frac{t_{e1}(x_1 + \Delta_{x1}, x_2, x_3) - t_{e1}(x_1, x_2, x_3)}{\Delta_{x1}} \right) + \left(\frac{t_{e2}(x_1, x_2 + \Delta_{x2}, x_3) - t_{e2}(x_1, x_2, x_3)}{\Delta_{x2}} \right) + \left(\frac{t_{e3}(x_1, x_2, x_3 + \Delta_{x3}) - t_{e3}(x_1, x_2, x_3)}{\Delta_{x3}} \right) \right] \Delta_{x1} \Delta_{x2} \Delta_{x3} + \rho B \Delta_{x1} \Delta_{x2} \Delta_{x3} = \rho a \Delta_{x1} \Delta_{x2} \Delta_{x3}$$

Dividindo por $\Delta_{x1} \Delta_{x2} \Delta_{x3}$ e $\Delta_{xi} \rightarrow 0$ teremos:

$$\frac{\partial t_{e1}}{\partial x_1} + \frac{\partial t_{e2}}{\partial x_2} + \frac{\partial t_{e3}}{\partial x_3} + \rho_m \mathbf{B} = \rho_m \mathbf{a} \quad 2.18$$

Sendo:

$$t_{ej} = T_{ej} = T_{ij} e_i$$

A equação (2.18) pode ser reescrita como:

$$\frac{\partial T_{ij}}{\partial x_j} e_i + \rho_m B_i e_i = \rho_m a_i e_i \quad 2.19$$

A equação (2.19) pode se escrita em função de suas componentes como:

$$\frac{\partial T_{ij}}{\partial x_j} + \rho_m B_i = \rho_m a_i \quad 2.20$$

A equação (2.20) deve ser satisfeita para qualquer meio contínuo, seja sólido ou fluido em movimento. Essa equação é chamada de equação de movimento de Cauchy. Se a aceleração for nula a equação (2.20) se reduz a equação de equilíbrio, ou seja:

$$\frac{\partial T_{ij}}{\partial x_j} + \rho_m B_i = 0 \quad 2.21$$

2.8 Relações deformações-deslocamento

Ao sofrer ações de solicitações externas, um sólido sofre alterações de forma e dimensões devido aos deslocamentos de suas partículas. Sendo o vetor deslocamento u para um ponto qualquer do sólido dado por:

$$u = \begin{pmatrix} u_1 \\ u_2 \\ u_3 \end{pmatrix}$$

É possível obter relações das deformações, a partir dos deslocamentos, através da seguinte equação abaixo expressa em notação indicial:

$$E_{ij} = \frac{1}{2}(u_{i,j} + u_{j,i}) \quad 2.22$$

Onde $u_{i,j}$ e $u_{j,i}$ são as derivadas do deslocamento na direção i em relação à direção j e as derivadas do deslocamento na direção j em relação à direção i , respectivamente.

As equações (2.5), (2.21) e (2.22) são as principais equações da elasticidade considerando um material isotrópico, linear e homogêneo (Lai et al, 1978).

2.9 Mecânica da fratura

Para facilitar o estudo, a mecânica da fratura foi dividida em duas sub-áreas: a mecânica da fratura elástica linear (MFEL) e a mecânica da fratura elasto-plástica (MFEP). A proposta inicial do atual trabalho irá manter a linha de estudo dentro da MFEL.

Um dos principais pontos de estudo da mecânica da fratura é justamente avaliar o comportamento de um determinado material quando o mesmo apresenta algum tipo de fissura, ou seja, uma trinca onde sua propagação instável gera a fratura do material.

A mecânica da fratura trata essencialmente das seguintes questões: Dada uma estrutura ou componente de uma máquina com uma trinca pré-existente, até que valor de carga a estrutura pode suportar em função do tamanho da trinca, da

geometria da mesma e do tempo? Dada uma carga e o histórico do ambiente, o quão rápido e em quais direções irá crescer a trinca dentro da estrutura? Qual tamanho de trinca pode ser permitido existir em um componente e ainda operá-lo de forma segura? Talvez se possa falar que nenhum tipo de trinca ou falha é permitida em um avião a jato que atravessa o oceano. Infelizmente, esse avião não existe e não pode ser construído. Devemos assumir a existência de defeitos em estruturas e componentes de máquinas e projetar em torno desses defeitos usando toda nossa habilidade para contorná-los (ZEHNDER, 2008).

A fratura do material ocorre quando as tensões de trabalho são suficientemente altas para quebrar as ligações que mantêm os átomos unidos (Anderson, 2005).

Na maioria dos casos reais, a distribuição de tensão fica alterada em determinados pontos das peças. Geralmente são as regiões onde se tem mudança da geometria ou algum tipo de detalhe presente na peça. São nesses pontos que se tem um aumento localizado das tensões, ou seja, um concentrador de tensão (Da Rosa, 2002).

As tensões atuantes nesses pontos podem ser muito maiores que as tensões nominais calculadas. O conhecimento desse efeito de concentrador de tensão é fundamental para se evitar a falha por fratura, mesmo se a peça é trabalhada abaixo de sua tensão de escoamento ou tensão última, dependendo do comportamento do material analisado. Assim, é importante avaliar o estado de tensões próximas a essas descontinuidades.

2.10 Modelo de Inglis

A primeira evidência quantitativa para o efeito do concentrador de tensão nas falhas do material foi feito por Inglis em 1913, que analisou um furo elíptico em placas planas. Ele analisou um furo elíptico de comprimento $2a$ e largura $2b$ como uma tensão aplicada perpendicularmente ao maior eixo conforme mostrado na figura 4, e assumiu que o furo não era influenciado pelo contorno da placa, isto é, placas com largura muito maior do que o comprimento do furo ($2a$) e altura muito maior do que a largura do furo ($2b$). A tensão na ponta do maior eixo (ponto A) é dada pela equação (2.23) (Anderson, 2005).

$$\sigma_A = \sigma \left(1 + \frac{2a}{b} \right) \quad 2.23$$

A razão $\frac{\sigma_A}{\sigma}$ é definida como fator de concentração de tensão K_t , que será abordado de maneira mais detalhada no decorrer desse trabalho.

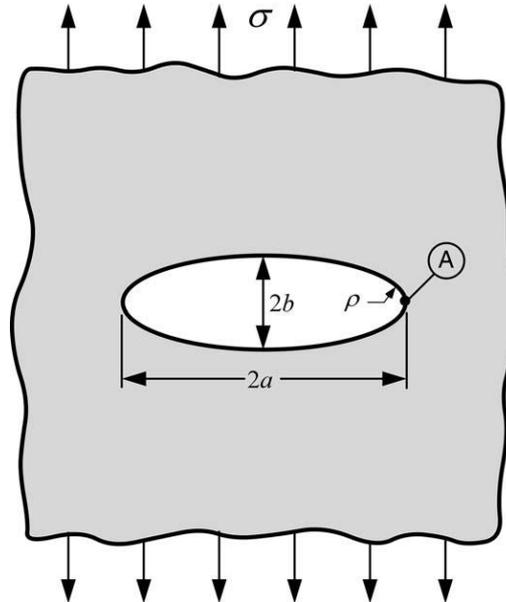


Figura 4-Furo elíptico em uma placa plana (Anderson, 2005).

O modelo de Inglis foi idealizado como uma trinca, isto é, o maior eixo aumenta em relação ao menor eixo e a elipse vai se tornando mais achatada e b tende a zero. Conseqüentemente, o furo elíptico passa a ter a aparência de uma trinca de comprimento $2a$ (Anderson, 2005).

Para esse caso, Inglis mostrou uma equação em termos do raio de curvatura (ρ), mostrada na equação (2.24).

$$\sigma_A = \sigma \left(1 + 2 \sqrt{\frac{a}{\rho}} \right) \quad 2.24$$

Onde:

$$\rho = \frac{b^2}{a} \quad 2.25$$

Sendo $a \gg b$ a equação (2.24) pode ser escrita como:

$$\sigma_A = 2\sigma \sqrt{\frac{a}{\rho}} \quad 2.26$$

De acordo com a equação (2.26), quanto mais afiado for o entalhe, ou seja, quanto menor o raio de curvatura da elipse, maior será a tensão (σ_A). Porém, para o caso de uma trinca em que ($\rho=0$), a tensão tende ao infinito. Esse resultado causou preocupação, pois nenhum material é capaz de suportar uma tensão infinita. Esse problema motivou Griffith para desenvolver a teoria da fratura baseado na energia ao invés de tensões locais.

2.11 Modelo de Griffith

Em 1920, Griffith estabeleceu uma relação entre tensão de fratura e tamanho da trinca através de um balanço de energia conhecido como balanço de energia de Griffith, através de experiência realizada com vidros. Griffith propôs que a discrepância entre as forças reais e as estimativas teóricas era devido à presença de defeitos, ou seja, a queda da resistência era provocada pela presença de defeitos internos no material. O modelo de Griffith foi baseado na figura 5.

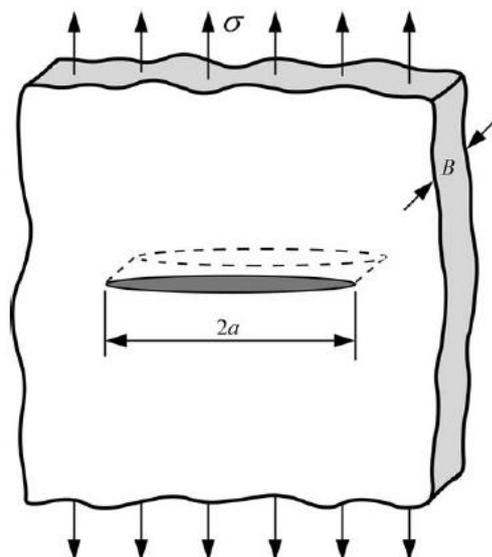


Figura 5-Modelo usado por Griffith (Anderson, 2005).

Griffith propôs o crescimento da trinca através de um balanço energético, onde afirmou que o crescimento instável da trinca ocorreria se a energia de

deformação liberada ao se avançar uma trinca a um comprimento infinitesimal fosse maior que a energia necessária para formação de uma nova superfície de trinca (energia para romper a ligação entre os átomos à frente da trinca) (Anderson, 2005).

Para a placa mostrada na figura 5 e baseado nas análises de Inglis, Griffith deduziu uma equação para a tensão de fratura (Anderson, 2005).

$$\Pi = \Pi_0 - \frac{\pi\sigma^2 a^2 B}{E} \quad 2.27$$

Π_0 → Energia potencial total de uma chapa sem trinca.

B → Espessura da placa.

E → Módulo de elasticidade do material.

Temos que:

$$W_s = 4aB\gamma_s \quad 2.28$$

Sendo:

W_s → A energia necessária para formação de uma nova superfície de trinca.

γ_s → Energia de superfície do material.

O balanço energético de Griffith para um incremento de área de trinca dA , em condições de equilíbrio é dado por:

$$\frac{dE_n}{dA} = \frac{d\Pi}{dA} + \frac{dw_s}{dA} = 0 \quad 2.29$$

Sendo:

E_n → A energia total do sistema.

Substituindo as equações (2.27) e (2.28) com suas respectivas derivadas na equação (2.29), chega-se na tensão de fratura de Griffith.

$$\sigma_f = \left(\frac{2E\gamma_s}{\pi a} \right)^{1/2} \quad 2.30$$

Onde:

E → Módulo de Elasticidade.

γ_s → Energia de superfície.

a → Metade do comprimento de trinca interna.

2.12 Modos de carregamento de uma trinca e análise de tensões na vizinhança da trinca

Existem três modos possíveis de carregamento de uma trinca em um corpo submetido à ação de forças externas.

O modo I é definido como modo de abertura ou de tração, mostrado esquematicamente na figura 6. Nesse modo de abertura, a carga é aplicada perpendicular ao plano da trinca.

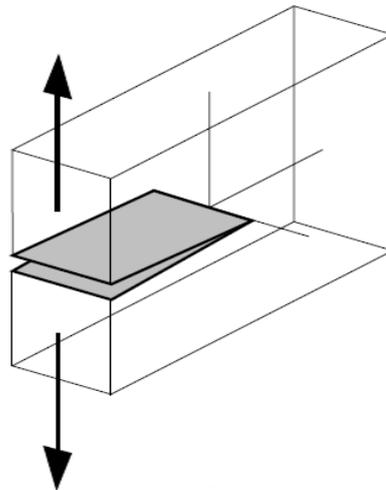


Figura 6-Modo I de carregamento de uma trinca (Da Rosa, 2002).

O modo II é definido como modo de cisalhamento mostrado, esquematicamente na figura 7. Nesse modo de abertura, os deslocamentos das superfícies da trinca são paralelos entre si e perpendiculares à frente de propagação.

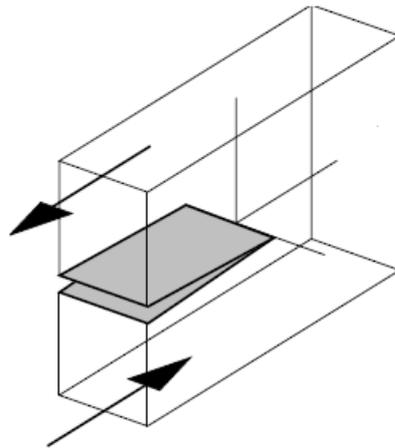


Figura 7-Modo de carregamento II de uma trinca (Da Rosa, 2002).

O modo III é definido como modo de rasgamento, mostrado esquematicamente na figura 8. Nesse modo de abertura, os deslocamentos das superfícies da trinca são paralelos entre si.

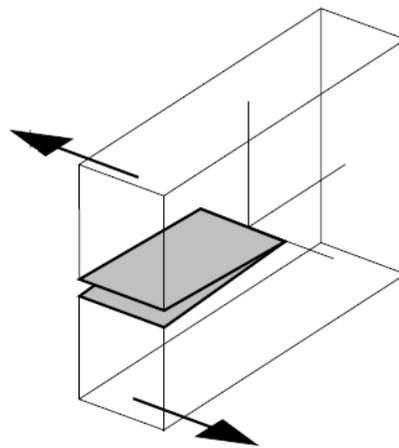


Figura 8-Modo III de carregamento de uma trinca (Da Rosa, 2002).

De acordo com Broek (1982), o modo I é o mais importante.

Westegard (1939), Irwin (1957), Sneddon (1946) e Williams (1957) estão entre os primeiros cientistas a demonstrarem soluções para o campo de tensão elástico nas proximidades da trinca, considerando os três modos de abertura da trinca.

Baseado nas funções de tensão de Westegard (1939), Irwin em 1957 demonstrou o campo de tensão elástico nas proximidades da trinca, considerando os três modos de abertura. Definindo a origem dos eixos cartesianos na ponta da trinca, conforme mostrado na figura 9, o campo de tensão próximo da ponta da trinca é dado pela equação (2.31) (Anderson, 2005).

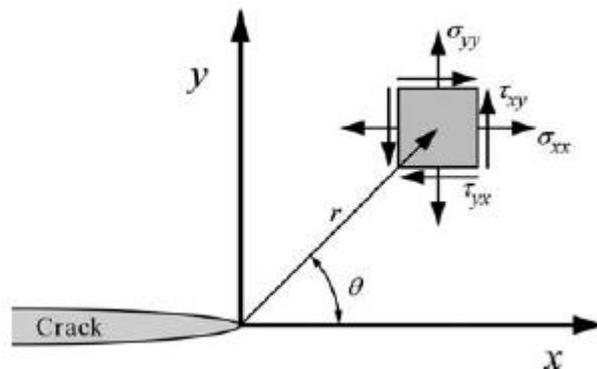


Figura 9-Campo de tensão nas vizinhanças da ponta da trinca de um material com comportamento linear elástico (Anderson, 2005).

$$\sigma_{ij} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) \quad 2.31$$

Sendo:

σ_{ij} → Campo de tensão.

K → Fator de Intensidade de tensão.

$f_{ij}(\theta)$ → Funções conhecidas

A partir da equação (2.31), foi demonstrado o campo de tensão elástico para cada modo de abertura de trinca (Anderson, 2005).

Modo I

$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2}\right) \quad 2.32$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2}\right) \quad 2.33$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \quad 2.34$$

$$\sigma_z = 0 \quad (\text{EPT}) \quad 2.35$$

$$\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y) \quad (\text{EPD}) \quad 2.36$$

Sendo EPT e EPD o estado plano de tensão e deformação respectivamente e ν o coeficiente de Poisson.

As equações (2.32), (2.33), (2.34), (2.35) e (2.36) são para o modo I de abertura da trinca, onde K_I é o fator de intensidade de tensão para esse modo específico. O presente trabalho irá se restringir apenas ao modo I, porém as equações para o campo de tensão referente ao modo II e o modo III também serão mostradas.

Modo II

$$\sigma_x = \frac{-K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \left(2 + \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right) \quad 2.37$$

$$\sigma_y = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \quad 2.38$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad 2.39$$

$$\sigma_z = 0 \quad (\text{EPT}) \quad 2.40$$

$$\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y) \quad (\text{EPD}) \quad 2.41$$

Modo III

$$\tau_{xy} = \frac{-K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \quad 2.42$$

$$\sigma_x = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \quad 2.43$$

2.13 Fator de Concentração de tensão (K_t)

Toda descontinuidade em um material provoca um desvio das linhas de força que são obrigadas a contornar o entalhe, conforme mostrado na figura 10, e por consequência gera um concentrador de tensão (Castro; Meggiolaro, 2009).

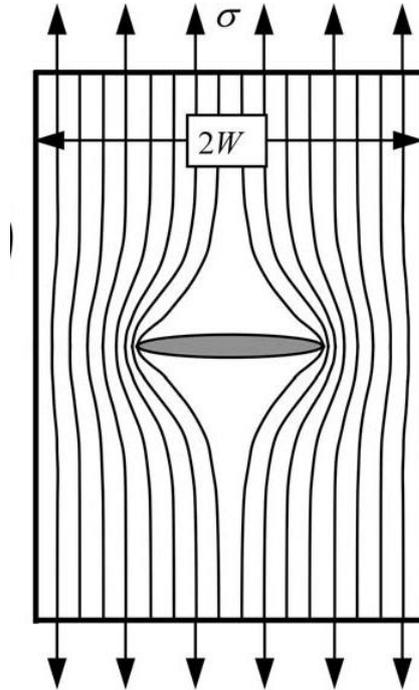


Figura 10-Desvio das linhas de força em torno do entalhe (Anderson, 2005).

Por razões funcionais, a maioria das peças reais geram concentradores de tensão, pois apresentam em sua geometria, rasgos, furos, mudanças bruscas de geometria, cordões de solda, etc. Portanto, a tensão máxima que atua na raiz de um entalhe pode ser muito maior que a tensão nominal (que lá agiria se o entalhe não afetasse muito o campo de tensão no seu entorno) (Castro; Meggiolaro, 2009).

Conforme estudos realizados por Inglis em 1913, o concentrador de tensão foi definido como (Anderson, 2005):

$$K_t = \frac{\sigma_A}{\sigma} \quad 2.44$$

Sendo σ_A a tensão máxima que atua na raiz do entalhe e σ a tensão nominal.

Pilkey, 1997 descreve os fatores de concentração de tensão como bruto (K_{tg}) e líquido (K_{tn}) conforme as equações (2.45) e (2.46) respectivamente.

$$K_{tg} = \frac{\sigma_{m\acute{a}x}}{\sigma} \quad 2.45$$

$$K_{tn} = \frac{\sigma_{m\acute{a}x}}{\sigma_{net}} \quad 2.46$$

Sendo:

$\sigma_{m\acute{a}x}$ → Tensão Máxima na raiz do entalhe.

σ → Tensão Nominal considerando a área total da seção transversal.

σ_{net} → Tensão Nominal considerando a área líquida da seção transversal.

As equações propostas por Pilkey, (1997), que foram embasadas em trabalhos de Peterson para a determinação dos concentradores de tensão, não atendem todas as proporções geométricas de determinados corpos de prova, suas funções assim como as relações geométricas são mostradas no Apêndice B. Devido a isso, Carvalho, (2018) desenvolveu um conjunto de funções “*curve fitting*” a partir da aplicação do Método dos Elementos Finitos para o cálculo de K_{tg} e K_{tn} .

As tabelas 1 e 2 apresentam as funções “*curve fitting*” para o cálculo dos concentradores de tensão (K_{tg} e K_{tn}) a partir de relações dos parâmetros geométricos e raio de entalhe.

Tabela 1-Funções “*curve fitting*” para o cálculo de K_{tg} (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-Funções "curve fitting" para o cálculo de K_{tn} (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 ≤ ρ/d ≤ 0.0333) | 0.9987 |
| 1.25 | $2.9290 + \frac{28.4404}{1 + \left(\frac{\rho/d}{0.0018}\right)^{0.9569}}$ | (0.0031 ≤ ρ/d ≤ 0.0375) | 0.9995 |
| 1.43 | $2.1382 + \frac{35.6133}{1 + \left(\frac{\rho/d}{0.0013}\right)^{0.8459}}$ | (0.0036 ≤ ρ/d ≤ 0.0429) | 0.9997 |
| 1.67 | $2.0890 + \frac{33.0529}{1 + \left(\frac{\rho/d}{0.0017}\right)^{0.8674}}$ | (0.0042 ≤ ρ/d ≤ 0.0500) | 0.9999 |
| 2,00 | $1.8626 + \frac{34.3721}{1 + \left(\frac{\rho/d}{0.0016}\right)^{0.8362}}$ | (0.0050 ≤ ρ/d ≤ 0.0600) | 0.9999 |
| 2,50 | $1.8417 + \frac{26.8354}{1 + \left(\frac{\rho/d}{0.0025}\right)^{0.8884}}$ | (0.0062 ≤ ρ/d ≤ 0.0750) | 0.9998 |
| 3,33 | $1.7446 + \frac{24.4275}{1 + \left(\frac{\rho/d}{0.0030}\right)^{0.9007}}$ | (0.0081 ≤ ρ/d ≤ 0.1000) | 0.9995 |

A razão H/d mostradas nas tabelas 1 e 2 representa a razão entre a altura(H) e o tamanho da seção residual(d).

2.14 Tenacidade à fratura para comportamento linear elástico

Os parâmetros da mecânica da fratura que definem a resistência do material à propagação de uma trinca são geralmente determinados por meio de investigações experimentais do material em consideração. O comportamento da fratura é usualmente estimado usando alguns parâmetros de fratura bem estabelecidos como o fator de intensidade de tensão(K), integral J ou deslocamento da abertura da ponta da trinca (CTOD) (Vukelic; Brnic, 2017).

O fator K foi proposto por Irwin em 1957 para descrever o campo de tensão elástico na ponta da trinca e simboliza a mecânica da fratura linear elástica. A integral J foi proposta em 1968 por Rice para caracterizar a intensidade do campo de tensão elasto-plástico na ponta da trinca e simboliza a mecânica da fratura elasto- plástica. O conceito do CTOD foi proposto em 1963 por Wells para servir como parâmetro de fratura em engenharia e pode ser usado de forma equivalente a K e J em aplicações práticas. O parâmetro CTOA foi utilizado na década recente

para descrever o comportamento da fratura para uma extensão estável de trinca em vasos de paredes finas. Diferentes métodos experimentais foram desenvolvidos para medir esses parâmetros e descrever a tenacidade à fratura dos materiais (Zhu; Joyce, 2012).

A tenacidade à fratura é a resistência à propagação de trincas permitindo que seja feita uma escolha adequada de determinados materiais. Além disso, a tenacidade à fratura desempenha papel importante na solução de problemas práticos como avaliação do risco de fratura, projeto de componentes, confiabilidade dos componentes durante serviço e estudo de casos envolvendo análise de falhas (Said, 2006).

As equações do campo de tensão elástico para cada modo de abertura da trinca conforme já mencionado na seção 2.12, é proporcional a uma única constante K . Se essa constante for conhecida toda distribuição de tensão ao redor da ponta da trinca pode ser calculada. Essa constante chamada de intensificador de tensão caracteriza completamente as condições da ponta da trinca em um material linear elástico (Anderson, 2005).

Para amostras relativamente finas (estado plano de tensão) o valor de K varia com a espessura, porém para amostras mais espessas (estado plano de deformação) esse valor de K se torna uma constante, aparecendo uma nova propriedade o K_{Ic} . Como no presente trabalho usou-se apenas o modo de abertura I, a tenacidade à fratura foi representada como K_{Ic} .

O K_{Ic} é a tenacidade à fratura no estado de deformação plana em modo I de carregamento da trinca sob condições predominantemente lineares elásticas e insignificante zona plástica (ASTM E399,1997).

A figura 11 representa a variação do intensificador de tensão crítico (K_c) sob modo I de carregamento em função da espessura para uma liga de alumínio. Pode-se observar que para um determinado valor de espessura (estado plano de deformação) o intensificador de tensão crítico passa ser uma constante (K_{Ic}), independente da geometria do corpo trincado, sendo considerado uma propriedade do material .

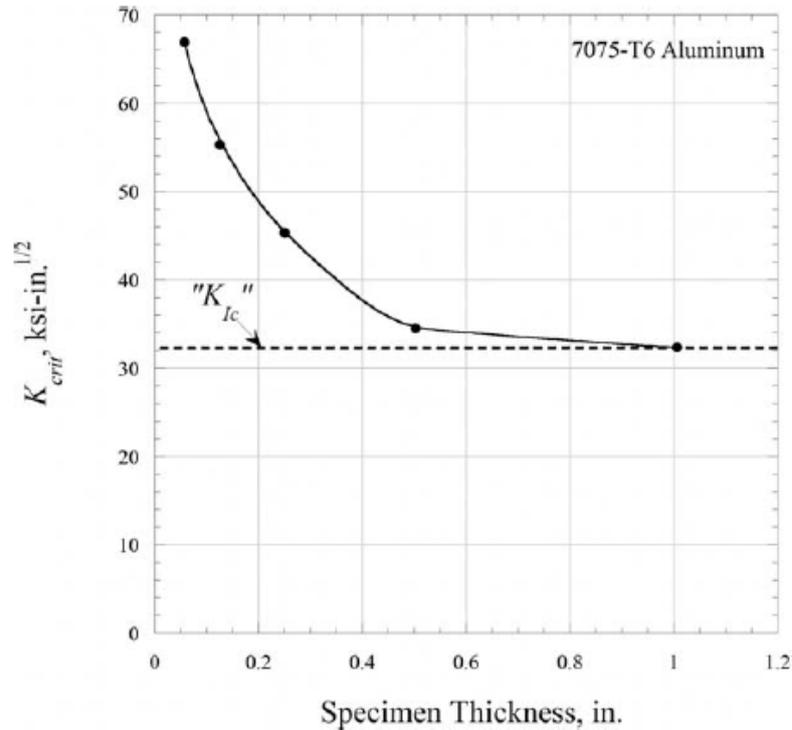


Figura 11-Variação da tenacidade à fratura com a espessura para uma liga de alumínio (Anderson, 2005).

O seguinte critério baseado nas soluções de Westegard foi desenvolvido por Irwin para o modo I, ou seja, a fratura não ocorrerá se: (Said, 2006):

$$K_I \leq K_{Ic}$$

Sendo o K_I de serviço calculado pela seguinte equação (Anderson, 2005):

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} f\left(\frac{a}{w}\right) \quad 2.47$$

Onde:

σ → Tensão normal.

a → Medida relacionada ao comprimento de trinca.

$f(a/w)$ → Função matemática adimensional dependente da geometria e do tamanho da trinca.

À medida que a/w se aproxima de zero, ou seja, valores de w muito altos comparados com o comprimento da trinca (a), isto é, para uma placa de largura infinita com uma trinca passante, a função $f(a/w)$ tende a 1 (Callister, 2008). Para

componentes de dimensões finitas é possível calcular essa função através de equações matemáticas. Essa abordagem ainda será realizada neste capítulo.

2.15 Ensaio de tenacidade à fratura para metais

Ensaio para medição da tenacidade à fratura para metais é um processo trabalhoso e custoso, seja para materiais com comportamento frágil (Mecânica da fratura linear elástica) ou para materiais que não apresentam comportamento frágil (Mecânica da fratura elasto-plástica).

Várias organizações publicam procedimentos normalizados para medir a tenacidade à fratura incluindo a American Society for Testing and Materials (ASTM) a British Standards Institution (BSI), a International Institute of Standards (ISO) e a japonesa Society of Mechanical Engineers (JSME). Os primeiros ensaios normalizados para K (tenacidade à fratura para materiais com comportamento linear elástico) e J (tenacidade à fratura para materiais com comportamento elasto-plástico) foram desenvolvidos pela ASTM em 1970 e 1981 respectivamente, enquanto a BSI publicou o primeiro teste de CTOD (Crack Tip Opening Displacement) em 1979 (Anderson, 2005).

A norma ASTM é a mais utilizada em todo o mundo para ensaios de tenacidade à fratura, no entanto, as normas desenvolvidas por outras organizações são amplamente consistentes com os padrões da ASTM e geralmente diferem apenas em determinados detalhes (Anderson, 2005).

A ASTM 1820 é usada para cálculo da tenacidade à fratura em metais, quando há uma predominância de uma região não linear usando parâmetros como o K (intensificador de tensão), J (expressão matemática sendo uma integral de linha ou superfície, usado para caracterizar o campo de tensão-deformação local ao redor da frente da trinca) e CTOD (abertura da ponta da trinca) (ASTM E 1820, 2015).

Para materiais metálicos que apresentem um comportamento predominantemente linear elástico com trinca de fadiga, a norma ASTM E 399 é a mais utilizada para o cálculo da tenacidade à fratura em deformação plana.

Alguns trabalhos usam determinadas normas ASTM dependendo do comportamento do material. Para o estudo da tenacidade à fratura de aços ferríticos, por exemplo, foi usada a ASTM E 1921 devido a certas inconsistências obtidas pelo método da integral J quando a região linear não é dominante (Aytekin, 2014).

2.15.1 Ensaio de K_{IC}

A teoria da mecânica da fratura aplica-se a trincas que são extremamente afiadas antes do carregamento. Enquanto as amostras em laboratório ficam bem abaixo desse ideal, é possível introduzir trincas que são suficientemente afiadas para fins práticos. A maneira mais eficiente de introduzir essa trinca é através de carregamento cíclico, ou seja, uma pré trinca de fadiga (Anderson, 2005).

A pré trinca de fadiga tem sido usada na preparação de amostras para teste de tenacidade à fratura desde os primeiros dias de seu desenvolvimento (Conventry et al, 2015).

A recomendação da pré trinca de fadiga nas normas britânicas (inicialmente BS DD3, seguido pela BS 5762 e depois BS 7448 parte 1) são baseadas principalmente nos resultados de trabalhos realizados pelo comitê da ASTM E24 (Conventry et al, 2015).

Singh et al (2011) em seu trabalho usam uma amostra de cobre submetida a um carregamento cíclico para formação de uma pré trinca de fadiga na ponta do entalhe sob modo I de carregamento a uma distância de 0,36mm à frente da ponta do entalhe aplicando uma carga cíclica tensão-tensão numa máquina servohidráulica.

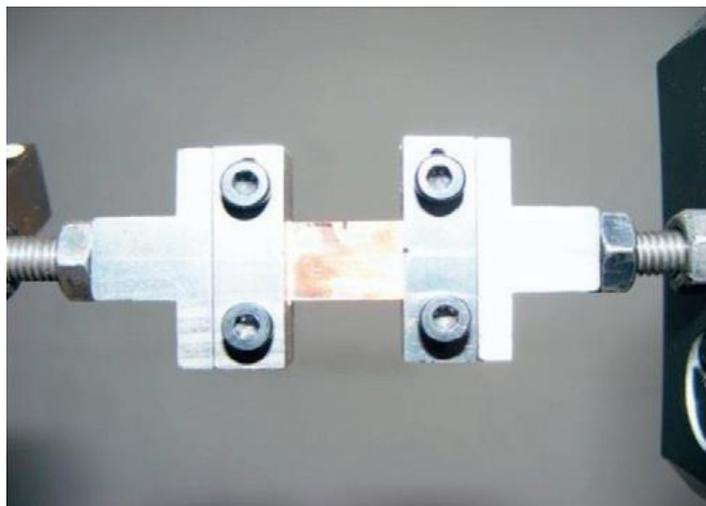


Figura 12-Amostra de cobre submetida a um carregamento cíclico para formação de uma pré trinca de fadiga (Singh et al,2011).

Quando um material se comporta como elástico linear antes da falha, de tal forma que a zona plástica é pequena comparada às dimensões da amostra, um

valor crítico do fator de intensidade de tensão sob modo I de carregamento (K_{IC}) poder ser um parâmetro apropriado para a determinação da tenacidade à fratura do material. O primeiro método de ensaio normalizado ASTM E 399 para o cálculo de K_{IC} foi publicado em 1970 (Anderson, 2005).

A ASTM E 399 é a norma utilizada para o cálculo da tenacidade à fratura em materiais metálicos com trinca de fadiga sob condições de deformação plana. Essa norma foi submetida a várias revisões durante anos, mas as principais disposições permanecem inalteradas (ASTM E 399,1997).

Existem cinco tipos de amostras que são permitidas nos padrões ASTM que caracterizam o início da fratura e o crescimento da trinca. As configurações que são atualmente padronizadas são mostradas na figura 13 (Anderson, 2005).

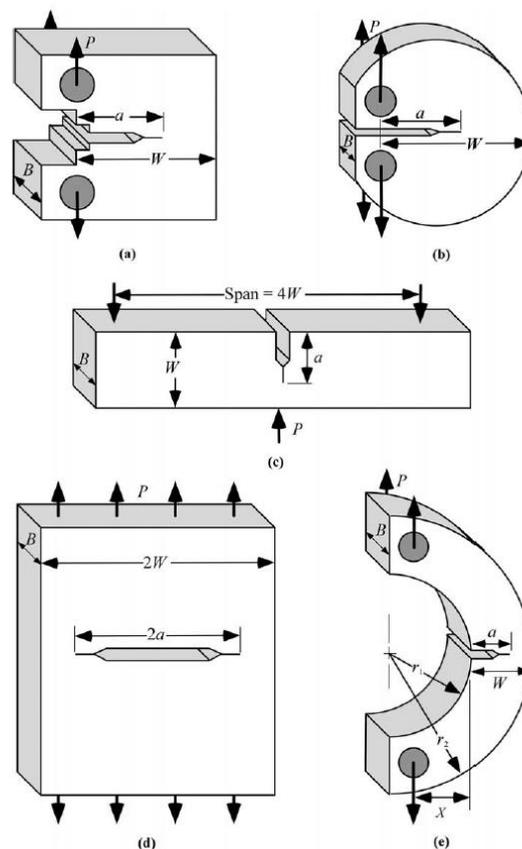


Figura 13-- Amostras padronizadas para teste de tenacidade a fratura: a) Compacto de tração (CT), b) Disco compacto de tração, c) Amostra de flexão SE(B), d) Tração central (MT), e) Amostra em forma de arco (Anderson, 2005).

A verdadeira chave para a obtenção de K é garantir que as amostras fraturem sob condições lineares elásticas, ou seja, que a zona plástica formada seja muito pequena comparada com as dimensões das amostras. Um dos métodos utilizados para a obtenção da zona plástica foi proposto por Irwin para um estado plano de

deformação e um estado plano de tensão estendendo conceitos dentro da mecânica da fratura linear elástica. (Anderson, 2005).

Considerando peças trincadas solicitadas ao modo I de carregamento, o fator de intensidade de tensões K_I pode ser usado para estimar o tamanho da zona de perturbação não linear z_p para um estado plano de tensão dado pela equação (2.48) (Castro; Meggiolaro, 2009).

$$Z_p = \left(\frac{1}{2\pi}\right) \left(\frac{K_I}{\sigma_E}\right)^2 \quad 2.48$$

Para um estado plano de deformação a zona de perturbação não linear pode ser escrita como (Da Rosa, 2002):

$$Z_p = \left(\frac{1}{6\pi}\right) \left(\frac{K_I}{\sigma_E}\right)^2 \quad 2.49$$

Sendo σ_E a tensão se escoamento e K_I o fator de intensidade de tensão sob modo I de carregamento.

A figura 14 representa a forma da zona plástica para o estado plano de tensão e o estado plano de deformação sob modo I de carregamento.

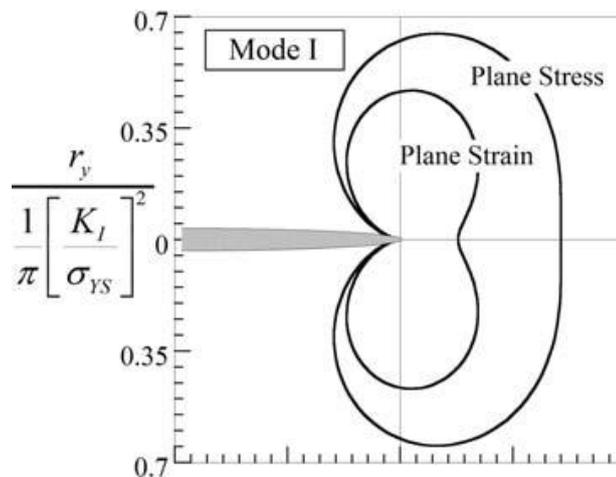


Figura 14-Formas da zona plástica para o modo I de carregamento (Anderson, 2005).

Para um tamanho crítico da zona de perturbação inelástica, basta substituir K_I por K_{IC} . Assim as equações (2.48) e (2.49) podem ser reescritas conforme mostrado nas equações (2.50) e (2.51) respectivamente. (Castro; Meggiolaro, 2009).

$$Z_{pc} = \left(\frac{1}{2\pi}\right) \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_E}\right)^2 \quad 2.50$$

$$Z_{pc} = \left(\frac{1}{6\pi}\right) \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_E}\right)^2 \quad 2.51$$

Pelo tamanho da zona plástica as previsões da MFLE são validadas, sendo $z_p \ll (a, w-a, w)$. Sendo a o tamanho da trinca, $W-a$ a seção resistente e W a altura do corpo de prova (Castro; Meggiolaro, 2009).

Considerando um modelo de amostra para flexão, conforme mostrado na figura 15, devido às restrições de tamanho do corpo de prova, a ASTM E 399 recomenda que verifique as dimensões preliminares da amostra. O tamanho requerido para a validação de K_{IC} está representado na equação (2.52). (Anderson, 2005).

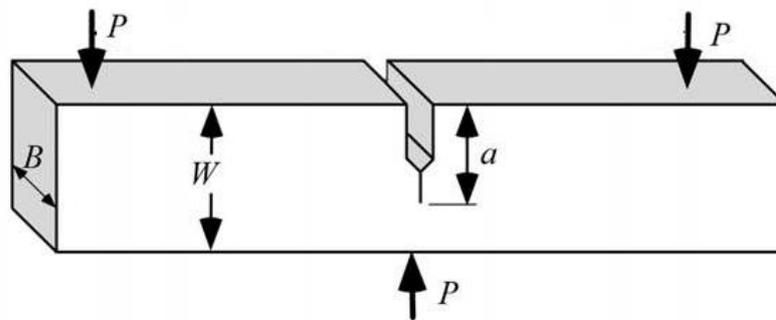


Figura 15-Corpo de prova para ensaio de KIC submetido à flexão em 3 pontos (Anderson, 2005).

$$W, (W - a), B \geq 2,5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_E}\right)^2 \quad 2.52$$

$$0,45 \leq \frac{a}{W} \leq 0,55 \quad 2.53$$

Sendo:

W → Altura da amostra.

$(W-a)$ → Seção resistente.

B→Espessura da amostra.

K_{IC} →Tenacidade à fratura.

σ_E →Tensão de escoamento.

Para a validação do teste de K_{IC} , primeiramente calcula-se um valor estimado de K_{IC} , o qual a norma ASTM E399 chama de K_Q . Esse valor estimado é calculado pela seguinte equação (Anderson, 2005):

$$K_Q = \frac{P_Q}{B\sqrt{W}} f\left(\frac{a}{w}\right) \quad 2.54$$

Sendo:

K_Q →Valor estimado inicial de K_{IC} .

P_Q →Carga obtida a partir de diagramas de ensaio.

$f(a/w)$ →Função geométrica.

A função geométrica $f(a/w)$ depende da geometria do corpo de prova e do tipo de carregamento. Para um corpo de prova submetido a um carregamento de flexão em três pontos, por exemplo, a função $f(a/w)$ é calculada de acordo com a equação (2.55), porém se o carregamento for de flexão em quatro pontos a função será calculada conforme mostrado na equação (2.56). (Tada et al,2000).

$$F\left(\frac{a}{w}\right) = 1.106 - 1.552\left(\frac{a}{w}\right) + 7.71\left(\frac{a}{w}\right)^2 - 13,53\left(\frac{a}{w}\right)^3 + 14.23\left(\frac{a}{w}\right)^4 \quad 2.55$$

$$F\left(\frac{a}{w}\right) = 1.122 - 1.40\left(\frac{a}{w}\right) + 7.33\left(\frac{a}{w}\right)^2 - 13,08\left(\frac{a}{w}\right)^3 + 14\left(\frac{a}{w}\right)^4 \quad 2.56$$

A figura 16 mostra três tipos de gráficos carga x deslocamento produzidos durante ensaio de K_{IC} . A partir dessas curvas é possível achar o valor de P_Q e usá-lo na equação (2.53) para o cálculo de K_Q .

Para a validação do teste de K_{IC} é preciso determinar inicialmente K_Q , o qual envolve a construção de diagrama carga x deslocamento. Através do diagrama deve-se construir uma secante de 5% (sendo uma reta desde a origem com 95%de inclinação em relação à parte linear elástica) para a determinação de P_5 . (ASTM E399, 1997).

No caso do comportamento da curva do Tipo I, a força que precede P₅ é menor do que P₅, sendo assim P_Q=P₅. Porém, se houver uma força máxima precedendo P₅(Tipo II e Tipo III), o valor de P_Q será a carga máxima do ensaio, ou seja, P_Q=P_{max}. (ASTM E399, 1997).

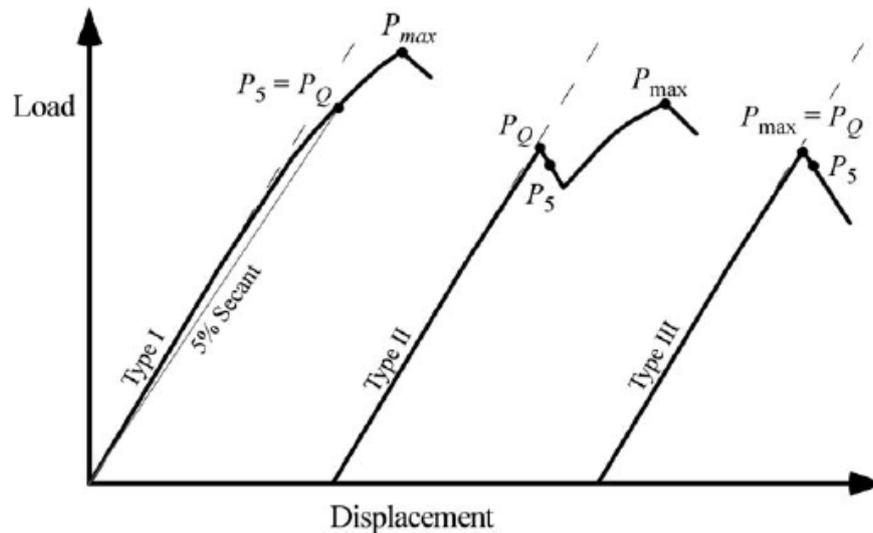


Figura 16-Diagramas carga vs deslocamento para teste de K_{IC}(Anderson,2005).

A partir dos resultados obtidos, o valor K_Q será validado se todos os requisitos de validação da norma ASTM E 399 forem cumpridos dentre eles:

$$W, (W - a), B \geq 2,5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_E} \right)^2 \quad 2.57$$

$$0,45 \leq \frac{a}{W} \leq 0,55 \quad 2.58$$

$$P_{max} \leq 1,10P_Q \quad 2.59$$

Se todos os requisitos normativos citados forem atendidos, o valor de K_Q será um resultado válido de K_{IC} (ASTM E 399, 1997).

2.16 Entalhes não singulares

A tenacidade à fratura mede a resistência de um material a propagação de uma trinca. A sua determinação convencional é embasada na norma ASTM E 399, considerando que o material apresente uma trinca de fadiga.

A inserção de trinca de fadiga é um processo custoso e demorado, além disso, são necessários equipamentos específicos e operadores habilitados para o seu uso. Devido a isso, o estudo de novas metodologias para o cálculo da tenacidade à fratura sem a presença de trinca de fadiga passa a ser uma alternativa importante.

Uma das alternativas para o cálculo da tenacidade à fratura seria o uso de entalhes não singulares, um procedimento mais simples e menos custoso comparado à trinca de fadiga. As figuras 17 e 18 mostram corpos de prova com trinca de fadiga e com entalhe não singular respectivamente.

O entalhe não singular apresenta um valor finito de raio na raiz do entalhe. O modelamento do campo de tensão para materiais que apresentam esses tipos entalhes foi desenvolvido por Creager e Paris, em 1967, os quais consideraram o efeito do raio na raiz do entalhe nas equações do campo de tensão nas vizinhanças da ponta do entalhe. Esse modelo teve grande contribuição no avanço dos estudos sobre o comportamento de materiais que apresentam entalhes não singulares.

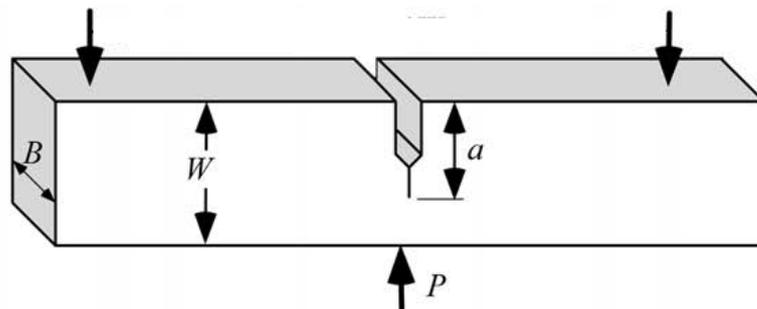


Figura 17-Corpo de prova com trinca de fadiga para cálculo de K_{IC} (Anderson, 2005).

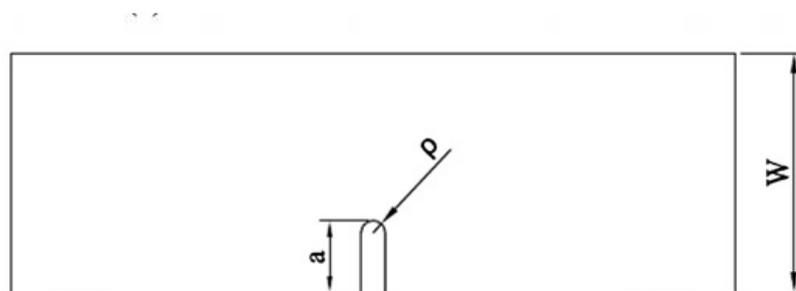


Figura 18-- Corpo de prova com entalhe não singular para cálculo de K_{UC} (Cicero et al ,2012).

Alguns trabalhos recentes têm sido realizados para materiais com entalhes não singulares usando determinados critérios. O uso desses critérios se torna uma alternativa importante para o estudo do comportamento de determinados materiais que apresentem entalhes não singulares.

Carpinteri et al, (2011) usaram o critério da mecânica da fratura finita (FFM) para prever a carga de falha crítica sob modo I de carregamento, para materiais com entalhes em U, em específico quatro tipos de cerâmicas. O uso do critério FFM para materiais frágeis obteve bons resultados comparado aos resultados experimentais.

Cendon et al, (2014) aplicaram o critério do modelo de trinca coesiva (CZM) para o grafite com entalhes em U e V sob os modos I e misto (I e II) de carregamento para prever a carga de falha. O critério foi aplicado para diferentes geometrias de entalhe, obtendo bons resultados, comparado aos dados experimentais.

Gómez et al, (2006) aplicaram o critério da tensão média (CTM) para vários tipos de cerâmicas e um tipo de polímero, todos com entalhes em U, obtendo uma relação entre as tenacidades à fratura para entalhe singular e para entalhe não singular com boa concordância com resultados experimentais. O trabalho de Gómez et al será mais detalhado nessa seção, pois foi aplicado nessa tese.

Mesmo que o uso desses critérios tenham mais foco em materiais com comportamento frágil, sua extensão a materiais de comportamento não frágeis se torna um desafio bastante interessante.

Como já mencionado o uso do critério de Gómez et al será mais detalhado, porém o modelo de Creager e Paris foi a base para o desenvolvimento de todos os critérios mencionados, pois avalia o campo de tensão em materiais que apresentam entalhes não singulares.

2.16.1 Modelo de Creager e Paris (1967)

O modelo de Creager e Paris foi embasado em trincas de corrosão que não apresentavam um formato afiado e sim uma forma arredondada, conforme mostrado na figura 19.

A formação arredondada na ponta trinca ou defeito fez com que as equações do campo de tensão nas vizinhanças da trinca ou entalhe fossem diferentes comparados com as equações do campo de tensão de Irwin citado na seção 2.12.

Esse tipo de trinca ou entalhe foi convenientemente representado por uma elipse ou um cilindro hiperbólico.

A origem do sistema de coordenadas foi colocada a $\rho/2$ da ponta do entalhe, sendo ρ o raio da raiz do entalhe conforme mostrado na figura 20.

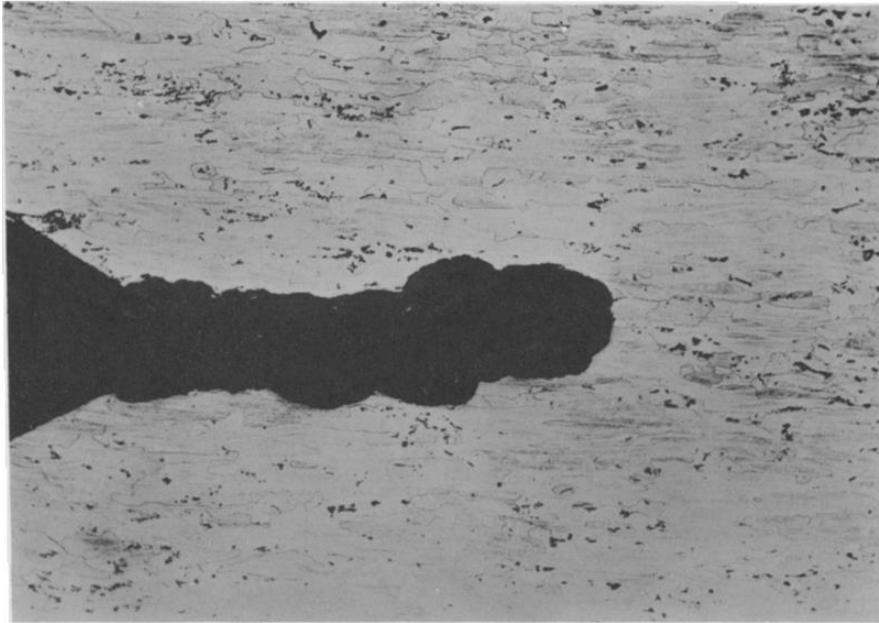


Figura 19-Trinca de corrosão em uma liga de alumínio (Creager e Paris, 1967).

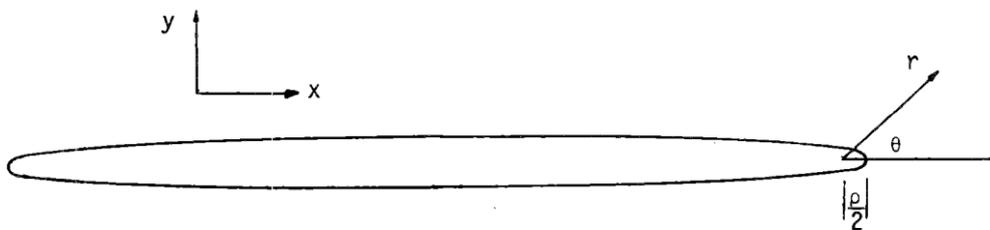


Figura 20-Origem do sistema de coordenadas para o desenvolvimento do campo de tensão (Creager e Paris, 1967).

Os resultados do campo de tensão para os três modos de abertura da trinca são mostrados nas equações abaixo, ou seja:

Modo I:

$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right) - \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \frac{\rho}{2r} \cos \frac{3}{2} \theta \quad 2.60$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right) + \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \frac{\rho}{2r} \cos \frac{3}{2} \theta \quad 2.61$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3}{2} \theta - \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \frac{\rho}{2r} \operatorname{sen} \frac{3}{2} \theta \quad 2.62$$

Modo II:

$$\sigma_x = -\frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \left(2 + \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right) + \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \frac{\rho}{2r} \operatorname{sen} \frac{3}{2} \theta \quad 2.63$$

$$\sigma_y = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3}{2} \theta - \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \frac{\rho}{2r} \operatorname{sen} \frac{3}{2} \theta \quad 2.64$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right) - \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \frac{\rho}{2r} \cos \frac{3}{2} \theta \quad 2.65$$

Modo III:

$$\tau_{xz} = -\frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \quad 2.66$$

$$\tau_{xz} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \quad 2.67$$

As equações do campo de tensão desenvolvidas por Creager e Paris foram um grande avanço para o desenvolvimento de novos critérios para o cálculo da tenacidade à fratura em materiais que apresentam entalhes não singulares, ou seja, com um valor finito de raio, já que o valor do raio do entalhe foi um parâmetro de grande importância para o modelamento do campo de tensão.

Um dos critérios desenvolvidos para entalhes não singulares, que foi utilizado nesse trabalho, é o critério de Gómez et al, o qual teve excelentes resultados para materiais frágeis.

2.16.2 Critério de Gómez et al (2006)

O critério desenvolvido por Gómez et al foi utilizado para materiais que apresentavam entalhes não singulares em forma de U sob condições do modo I de carregamento. A partir do critério proposto, foi possível relacionar a tenacidade à fratura para materiais com trinca de fadiga (K_{IC}) com a tenacidade à fratura para materiais com entalhes não singulares (K_{UC}).

A tenacidade à fratura para entalhe não singular é representada pela seguinte equação (Gómez et al,2006):

$$K_{UC} = K_t \sigma_{NC} \sqrt{\pi \frac{\rho}{4}} \quad 2.68$$

O K_t é o fator de concentração de tensão, σ_{NC} é a tensão nominal crítica e ρ é o raio do entalhe.

O critério de Gómez et al começou a ser formulado a partir de resultados experimentais obtidos de dezoito tipos de cerâmica e um polímero com entalhes não singulares em forma de U. Todos os materiais testados para formulação desse critério foram materiais frágeis. Os resultados de K_{UC} em função do raio do entalhe para todos os materiais estudados nesse critério são apresentados na figura 21.

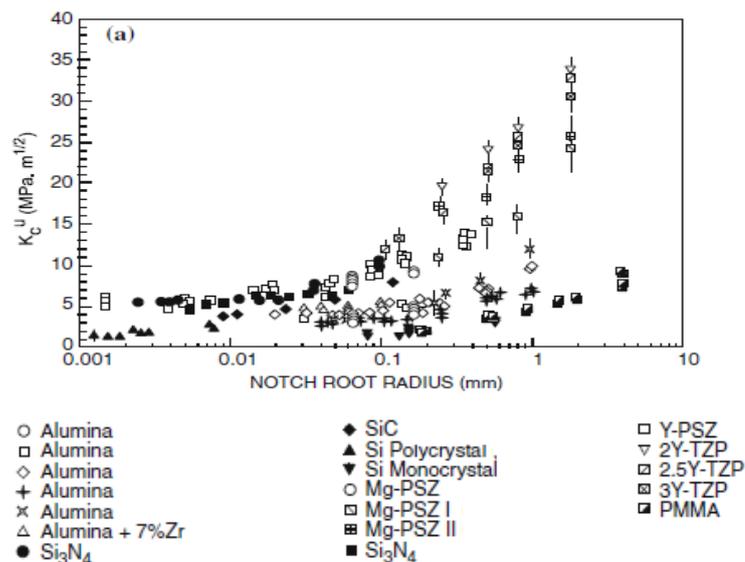


Figura 21-Variação de K_{UC} com o raio do entalhe (ρ) para diferentes tipos de cerâmica e um polímero frágil (Gómez et al,2006).

Os resultados experimentais mostrados na figura 21 foram reformulados de maneira adimensional dividindo a tenacidade à fratura para entalhe não singular (K_{UC}) pela tenacidade à fratura previamente conhecida do material (K_{IC}) e o raio da raiz do entalhe (ρ) pelo comprimento característico (l_{ch}).

$$K^{U*} = \frac{K_{UC}}{K_{IC}} \quad 2.69$$

$$R^* = \frac{\rho}{l_{ch}} \quad 2.70$$

Sendo:

$$l_{ch} = \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_u} \right)^2 \quad 2.71$$

Onde σ_u é a tensão máxima obtida no ensaio de tração.

Os resultados da adimensionalização para todos os materiais estudados são mostrados na figura 22.

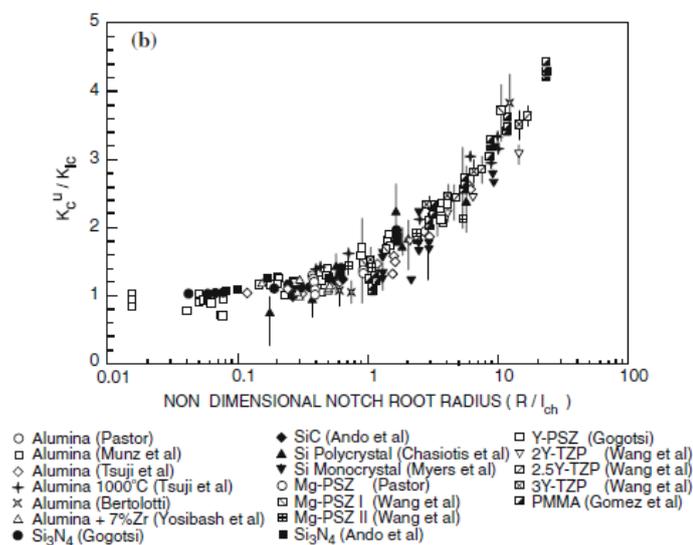


Figura 22-Variação de K_{UC}/K_{IC} com ρ/l_{ch} para diferentes tipos de cerâmica e um polímero frágil (Gómez et al,2006).

Vários critérios de falha foram analisados a partir dos dados experimentais, entre eles o critério da média tensão, máxima tensão circunferencial, energia de deformação crítica, média energia de deformação etc. Todos esses critérios foram

comparados com os resultados experimentais obtendo uma excelente aproximação conforme apresentado nas figuras 23, 24 e 25.

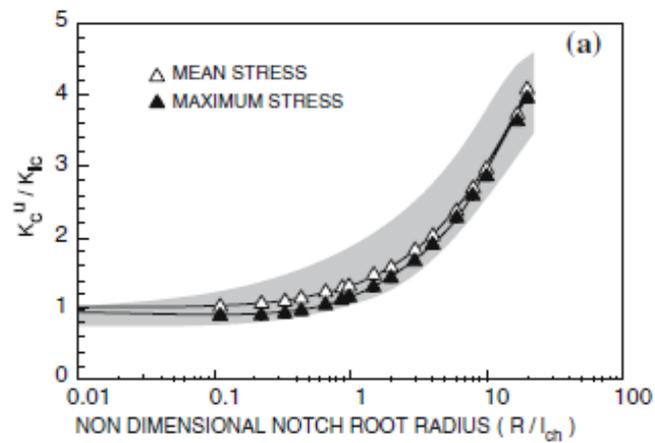


Figura 23-Comparação entre todos os resultados experimentais (faixa marrom) com os critérios de falha (média tensão, máxima tensão circunferencial) (Gómez et al,2006).

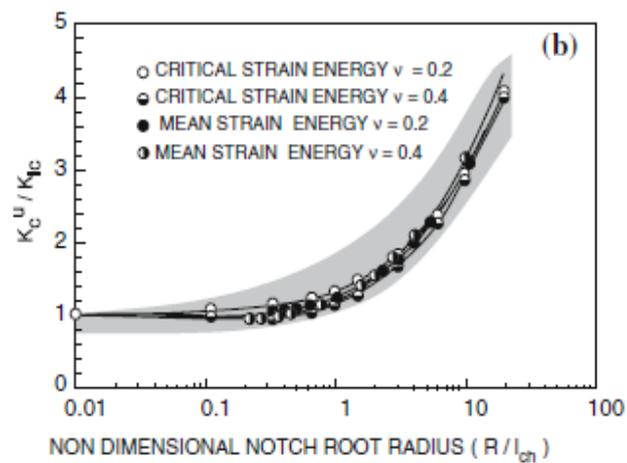


Figura 24-Comparação entre todos os resultados experimentais (faixa marrom) com os critérios de falha (energia de deformação crítica, energia de deformação média) (Gómez et al,2006).

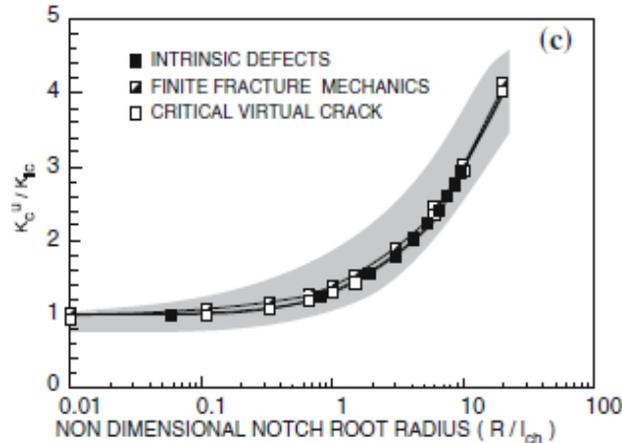


Figura 25-Comparação entre todos os resultados experimentais (faixa marrom) com os critérios de falha (defeitos intrínsecos, mecânica da fratura finita, trinca crítica virtual) (Gómez et al,2006).

As figuras 23, 24 e 25 avaliam os resultados buscando comprovar que todos os critérios analisados apresentam uma baixa dispersão comparada com os resultados experimentais. Devido aos resultados experimentais serem bem próximos aos resultados de todos os critérios de falhas, Gómez et al propuseram um critério geral de falha com base no critério da média tensão, pois é o critério mais simples comparado com os outros, ou seja:

$$K_{UC}^* = \sqrt{1 + \left(\frac{\pi}{4}\right)R^* + f(R^*)} \quad 2.72$$

A análise da influência da função $f(R^*)$ em todos os critérios mencionados foi analisada a partir da análise de uma função erro mostrada na equação (2.73).

$$Er(f) = \frac{\sqrt{1 + \frac{\pi R^*}{4} + f(R^*)} - \sqrt{1 + \frac{\pi R^*}{4}}}{\sqrt{1 + \frac{\pi R^*}{4}}} \quad 2.73$$

A comparação entre a função erro de cada critério é mostrada nas figuras 26, 27 e 28 juntamente com a função erro para os valores experimentais.

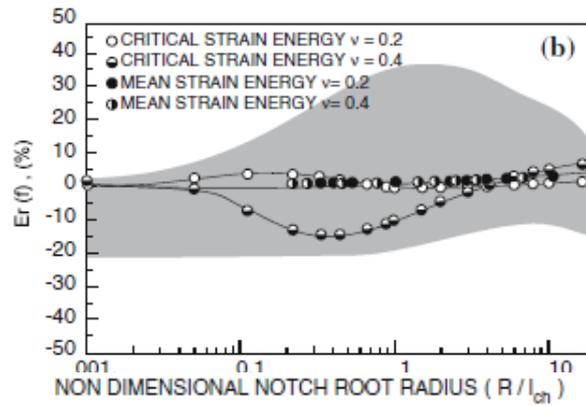


Figura 26-Função erro para os critérios de energia de deformação crítica e média energia de deformação (Gómez et al,2006).

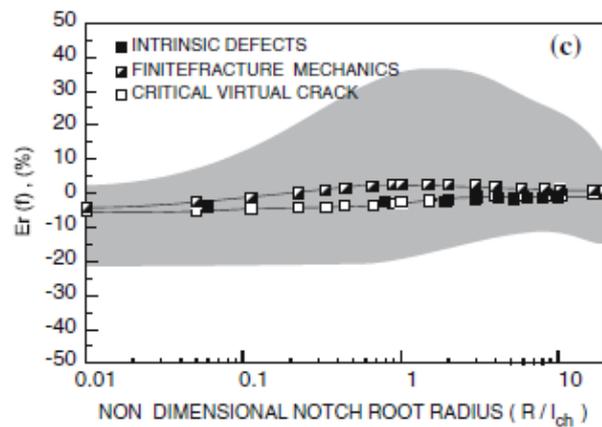


Figura 27-- Função erro para critérios da mecânica da fratura finita, defeitos intrínsecos, trinca virtual crítica (Gómez et al, 2006).

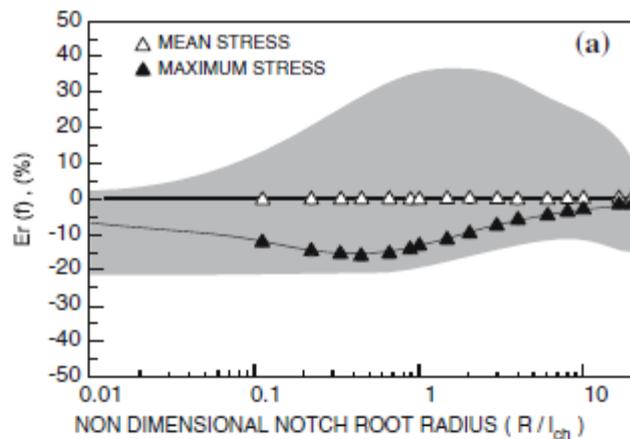


Figura 28-Função erro para critérios da média tensão e máxima tensão (Gómez et al,2006).

A partir da análise da função erro, percebe-se que os critérios estão todos dentro da faixa de dispersão dos resultados experimentais (faixa marrom) e a faixa de dispersão dos critérios em relação ao critério da média tensão que apresenta um $f(R^*) = 0$ é pequena. Através dessas análises, a função $f(R^*)$ presente na equação (2.72) pode ser desconsiderada e a equação pode ser simplificada embora precisa, conforme mostrado na equação (2.74). (Gómez et al, 2006).

$$K_{UC}^* = \sqrt{1 + \left(\frac{\pi}{4}\right) R^*} \quad 2.74$$

A equação (2.74) pode ser reformulada para o cálculo de K_{IC} em função de K_{UC} . Assim, pode ser reescrita da seguinte forma:

$$K_{IC} = \sqrt{\frac{4(K_C^U)^2 - \pi\rho(\sigma_u)^2}{4}} \quad 2.75$$

A equação (2.75) permite calcular K_{IC} a partir de corpos de prova que apresentam entalhes não singulares em forma de U. Sendo dependente de propriedades obtidas em ensaio de tração como a tensão máxima (σ_u), do raio da raiz do entalhe (ρ) e da tenacidade à fratura para entalhes não singulares (K_{IC}). Essa equação foi utilizada para o aço AISI 4140 cujos resultados serão mostrados no capítulo 4.

2.17 Método dos elementos finitos

Muitos fenômenos em engenharia e ciências podem ser descritos por meio de equações diferenciais parciais. Em geral, solucionar essas equações por meio de método analítico pode ser uma tarefa extremamente complexa. O método dos elementos finitos (MEF) é um método numérico que auxilia a resolução dessas equações diferenciais, as quais podem ser resolvidas de modo aproximado. Do ponto de vista da engenharia, o MEF é um método para resolver problemas de engenharia, tais como análise de tensões, transferência de calor, escoamento de fluidos entre outros (Fish; Belytschko, 2009).

O método consiste em subdividir o domínio em subdomínios chamados elementos conectados por nós e obter uma solução aproximada. O conjunto desses elementos é chamado de malha. A ordem dos elementos usados varia de acordo com o problema em análise podendo ser triangular, quadrático, cúbico etc. No MEF trabalha-se elemento por elemento adotando uma abordagem local para depois esses resultados serem reagrupados retornando uma abordagem global (Fish; Belytschko, 2009).

O MEF pode ser aplicado para problemas de uma, duas ou três dimensões utilizando uma larga variedade de elementos padrão. A análise do MEF no presente trabalho será restringida a problemas lineares, isotrópicos e homogêneos.

As figuras 29 e 30 mostram malhas de elementos finitos gerados a partir da discretização do domínio em elementos triangulares

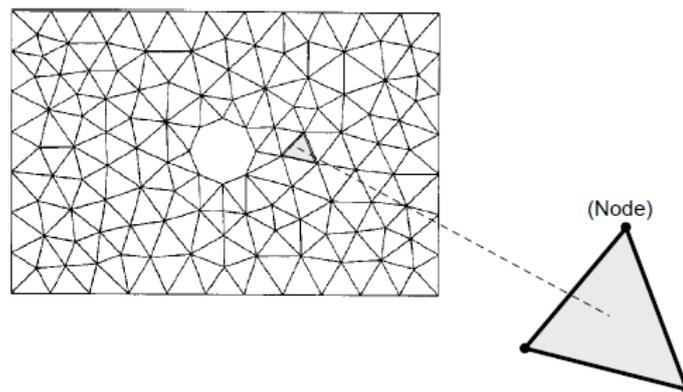


Figura 29-Malha de elementos finitos usando 228 elementos triangulares (Bathe, 2014).

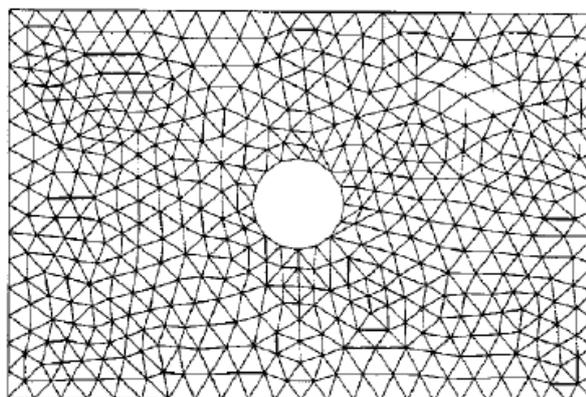


Figura 30-Malha de elementos finitos usando 912 elementos triangulares. (Bathe, 2014).

Existem muitos softwares no mercado atualmente que desenvolvem modelos em elementos finitos. Dentre eles podemos citar Ansys, Abaqus, Adina entre outros. Esses softwares se tornaram uma ferramenta essencial na aplicação do MEF, sendo utilizado em diversos centros de pesquisa e indústria ao redor do mundo.

A figura 31 mostra o modelo geométrico e discretizado por elementos finitos de uma polia através do uso do software Ansys (Instituto ESSS, 2017).



Figura 31-Modelo geométrico de uma polia (esquerda) e modelo discretizado por elementos finitos (direita). (Instituto ESSS, 2017).

O uso de métodos numéricos dentro da mecânica da fratura evoluiu muito nos últimos anos, sendo usados na análise de tensões e deformações de corpos contendo trincas. Dentro da mecânica da fratura linear elástica, o cálculo dos intensificadores de tensão e dos concentradores de tensão é o mais usualmente praticado pelo MEF.

Estudos realizados por Carvalho, (2018), a partir do uso de MEF na mecânica da fratura, em particular para o cálculo de concentradores de tensão, foram de extrema importância para esse trabalho. A partir de valores tabelados obtidos com o uso do MEF, foi possível calcular os concentradores de tensão para os corpos de prova entalhados de raios distintos.

2.18 Strain Gage (SG)

Os extensômetros são usados para medir deformação em diferentes estruturas. A medida é realizada colando um extensômetro nessas estruturas. Ele converte a deformação causada em uma quantidade elétrica (voltagem) e amplificando-a para leitura em um local remoto. Deformações em várias partes de uma estrutura real sob condições de serviço podem ser medidas com boa precisão, sem que a estrutura seja destruída. Assim, isso leva a uma análise quantitativa da distribuição de deformação sob condições reais de operação.

Os extensômetros elétricos dominam o campo de aplicação, exceto para aplicações especiais. O mais importante strain gage elétrico é do tipo resistência, sendo constituído por uma resistência elétrica sensível à deformação colado na superfície do material. (Dally e Riley, 1991).

Os extensômetros de resistência elétrica tipo folha são os mais usados em função do seu tamanho, da alta linearidade e da baixa impedância. Esse extensômetro é formado por dois elementos: a base e a grade. (Brusamarello, 2004).

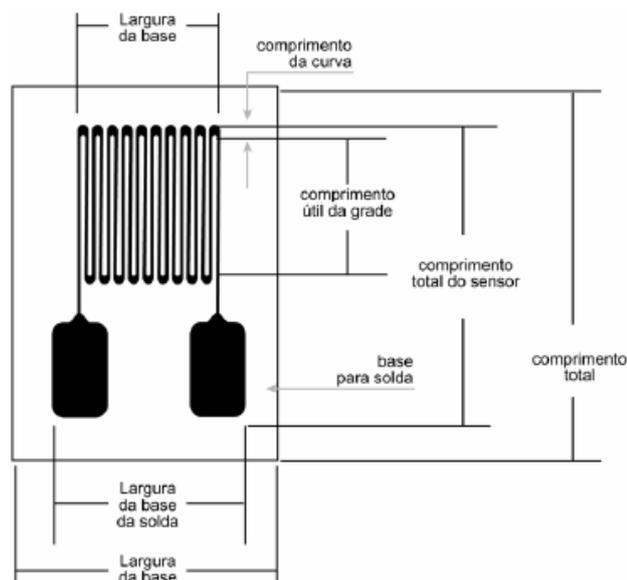


Figura 32-Extensômetro de resistência elétrica tipo folha (Brusamarello, 2004).

Os SG tipo folha são encontrados em variadas dimensões, desde pequenos comprimentos tais como 0,2mm, até grandes de 250mm. As resistências elétricas

típicas que esses SG comerciais apresentam possuem valores de 60Ω , 120Ω , 350Ω , 500Ω e 1000Ω (Beck e Silva, 2008, Apud Terra, 2013).

Os strain gages têm aplicações em áreas distintas, tais como na aplicação em setores médicos e odontológicos, como por exemplo, em trabalhos de Cho et al (2014), onde foram usados Strain gages de resistência elétrica em implantes dentários para avaliar as deformações durante o processo de mastigação.

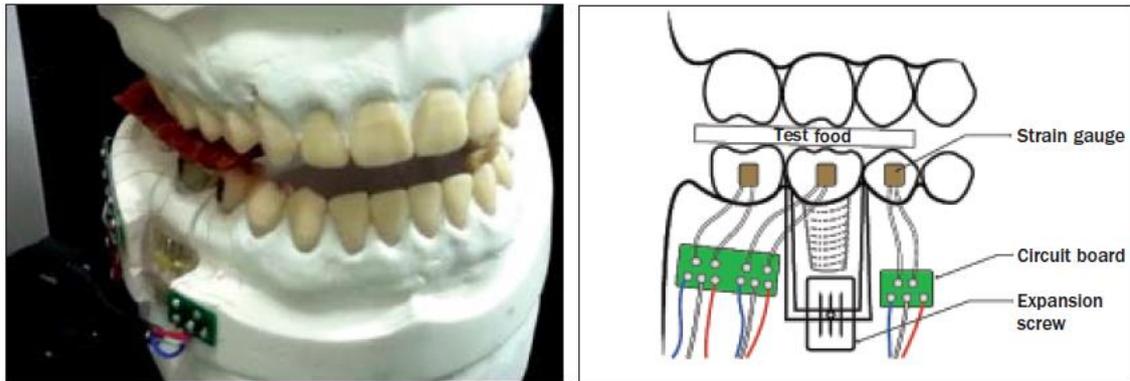


Figura 33-Uso de Strain gage de resistência elétrica em implantes dentários (Cho et al,2014).

Komurlu et al(2016), em seu trabalho ressaltaram a importância dos tipos de adesivos usados na cola de strain gage em materiais sólidos como a rocha e o concreto para a medição do módulo de elasticidade. Resultados experimentais indicaram que strain gages usados com o mesmo adesivo tiveram valores consistentes de deformação para o mesmo corpo de prova. No entanto, notáveis diferenças na medição da deformação foram obtidas para os mesmos corpos de prova, quando diferentes adesivos foram usados.

O uso de strain gage para o cálculo do fator de intensidade de tensão em modo I (K_I) em corpos de duas dimensões foi proposto inicialmente por Dally e Sanford em 1987 para materiais lineares e isotrópicos. A principal vantagem da sua abordagem é que apenas um strain gage é suficiente para determinar K_I e que pode ser colocado a distâncias maiores da ponta da trinca. Foi observado que as leituras dos strain gages foram afetadas devido à formação da zona plástica e subsequente redistribuição de tensão e deformação (Swamy et al,2008).

Sarangi et al (2010) propuseram a determinação do valor limite da distância radial($r_{m\acute{a}x}$) de um strain gage em relação à ponta da trinca, baseado no Método dos Elementos Finitos. Esse parâmetro é por sua vez útil para decidir a localização

válida do strain gage para uma medição precisa de K_I . Os resultados obtidos concordaram bem com as previsões teóricas e podem ser utilizados para determinação experimental de K_I , tanto para amostras com trinca dupla quanto para com trinca nas extremidades.

Chakraborty et al(2016) em seu trabalho usaram Strain Gage de resistência elétrica para o cálculo do fator de intensidade de tensão em modo I (K_I) em materiais compósitos ortotrópicos com trinca de dupla, em que foi utilizado o Método dos Elementos Finitos para determinar os locais ótimos para a cola do Strain Gage, sendo determinados para diferentes placas trincadas. As placas apresentavam trincas duplas na extremidade, trinca dupla central e trinca dupla excêntrica feitos de compósitos ortotrópicos. Os resultados numéricos comprovaram que a cola do Strain Gage em locais ótimos levou a uma determinação precisa de K_I para configurações de trinca dupla.

Embora Irwin em 1957 tenha sido o primeiro a sugerir o uso de strain gages para determinar o fator de intensidade de tensão (K) próximo à ponta de uma trinca, surgem questões como a magnitude das deformações a serem medidas se o strain gage for colocado próximo à ponta da trinca, e também o tamanho relativo do strain gage com o tamanho da região do campo de deformação (Dally e Sanford, 1987).

3 CAPÍTULO 3—MATERIAIS E MÉTODOS

Neste trabalho foi proposta uma metodologia para a obtenção de K_{IC} sem trinca de fadiga. O fluxograma da figura 34 apresenta os procedimentos executados para essa pesquisa.

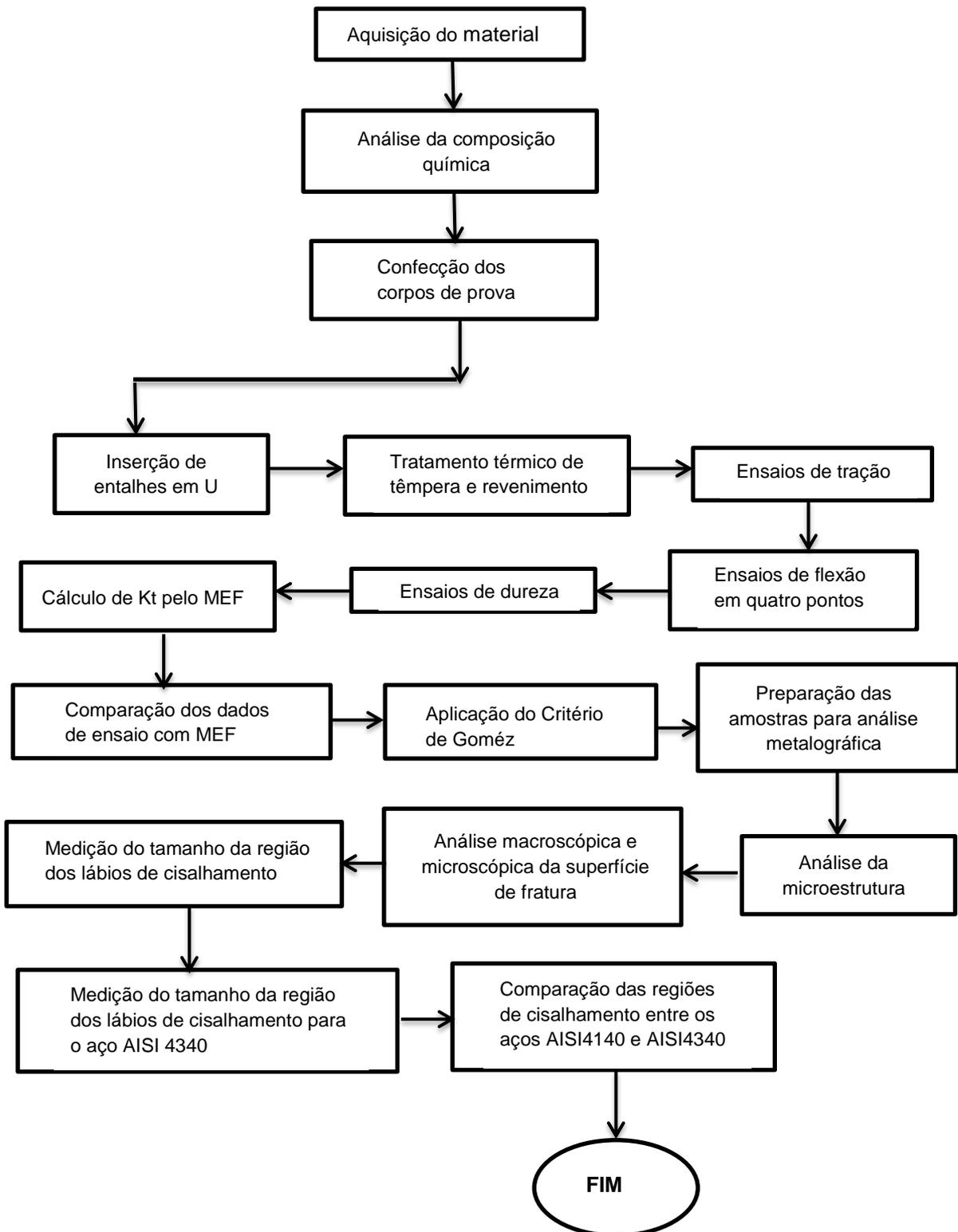


Figura 34-Fluxograma dos procedimentos realizados na pesquisa.

3.1 Material

O material utilizado neste trabalho foi o aço AISI 4140, recebido na forma de uma barra retangular com seção transversal de aproximadamente 1x0.5in(polegada), conforme mostrado na figura 35, adquirido da empresa Tenax-RJ.



Figura 35-Barras retangulares do aço AISI 4140 com seção 25x13,7mm conforme recebido

Todos os CPs utilizados nesta pesquisa foram fabricados pelo processo de usinagem a partir da matéria prima original.

Foram utilizados corpos de prova para ensaio de tração conforme a ASTM 8M-04 (2004) e CPs do tipo SE(B) com entalhes em U conforme a ASTM E 399(2012).

3.2 Métodos

3.2.1 Caracterização química do material conforme recebido

Mesmo com os certificados de qualidade do material fornecido, o mesmo foi caracterizado em relação a sua composição química.

A composição química (%massa) do material analisado foi realizada por um espectrômetro de emissão óptica, modelo PDA-7000, mostrado na figura 36. As análises químicas foram realizadas na empresa de fundição TecnoSteel localizada na cidade de Serra-ES.



Figura 36-Espectômetro de emissão óptica modelo PDA-7000 da empresa TecnoSteel para realização das análises químicas.

3.2.2 Corpos de prova para ensaio de flexão

A confecção dos corpos de prova foi realizada nos laboratórios de manutenção mecânica e fabricação mecânica do Instituto Federal do Espírito Santo, Campus Cachoeiro de Itapemirim.

As amostras preparadas apresentavam medidas da seção transversal de 25 x 13,7mm e foram cortadas a um comprimento de 110 mm por serra fita conforme apresentado na figura 37.



Figura 37--Corte da amostra em serra fita.



Figura 38-- Corpos de prova cortados em serra fita.

3.2.3 Corpos de prova para ensaio de tração

Os corpos de prova foram dimensionados com base na norma ASTM E 8M-04(2004). Todas as dimensões estão descritas no desenho da figura 39 em mm.

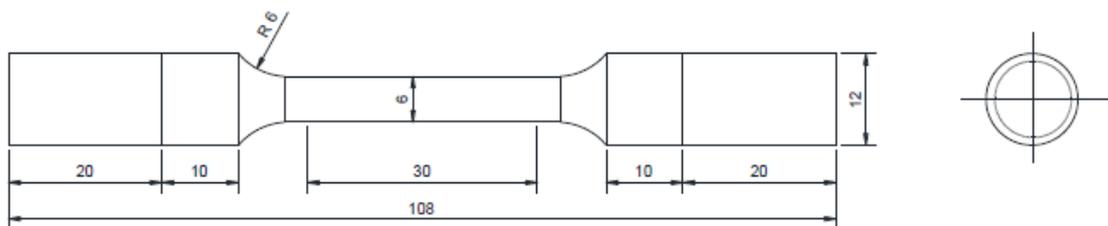


Figura 39-Desenho esquemático do corpo de prova para ensaio de tração.

Foi usado uma rosca do tipo M12x1,75 por questões de fixação do corpo de prova na máquina de tração. A figura 40 mostra os CPs já usinados.



Figura 40-Corpos de prova para ensaio de tração.

3.2.4 Inserção de entalhes em U nos corpos de prova

Após os cortes das amostras, foi realizado um leve acabamento para retirada de imperfeições através de processo de limagem.

Os corpos de prova foram entalhados a uma profundidade de aproximadamente 12,5 mm, porém com valores distintos de raio. Todas as dimensões referidas aos corpos de prova entalhados estão embasadas na norma ASTM E399(1997), sendo a base para o dimensionamento dos corpos de prova com trinca de fadiga, foi determinado que a profundidade do entalhe deve atender à razão $a/w=0,5$. Os entalhes foram inseridos apenas nas amostras para ensaio de flexão.

As figuras 41 e 42 mostram os desenhos esquemáticos do formato dos entalhes que foram realizados neste trabalho.

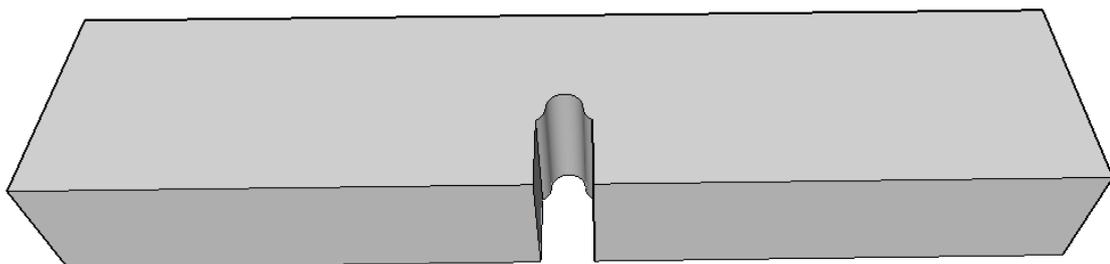


Figura 41-Desenho esquemático do formato do entalhe em U (Usinagem).

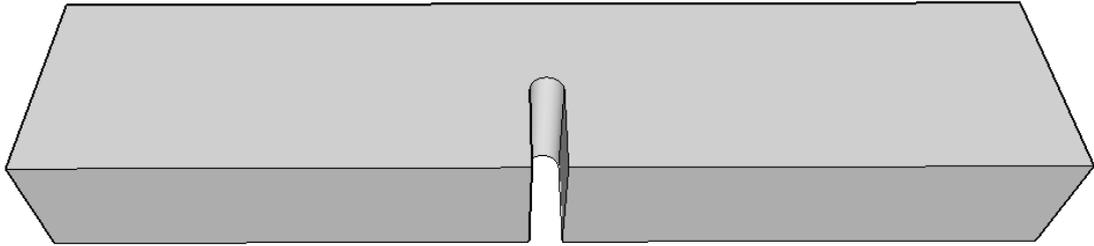


Figura 42-Desenho esquemático do formato do entalhe em U (Eletroerosão).

A confecção dos entalhes em U apresentados nas figuras acima foi realizada por procedimentos diferentes, os quais serão abordados de maneira mais detalhada no decorrer deste capítulo.

3.2.4.1 Inserção de entalhes em U com raio maior (ρ_{maior})

Para inserir o entalhe de raio maior foi utilizada uma fresa de módulo 1,5 e ângulo de 20° e uma fresadora modelo FU 301, conforme mostrado nas figuras 43 e 44 respectivamente. A inserção desse entalhe foi realizada no laboratório de fabricação mecânica do Instituto Federal do Espírito Santo Campus, Cachoeiro de Itapemirim.



Figura 43-Fresa de módulo 1,5 e ângulo de pressão de 20° .



Figura 44-Fresadora utilizada na inserção do entalhe de raio maior.

3.2.4.2 Inserção de entalhes em U com raio menor (ρ_{menor})

A inserção de entalhes em U com raio menor foi um processo mais trabalhoso devido à falta de ferramenta apropriada para a inserção do entalhe. Diante disso, foi desenvolvida uma ferramenta específica para inserção desse entalhe, conforme mostrado na figura 45. A partir do desenvolvimento da ferramenta, o procedimento para inserção do entalhe foi basicamente o mesmo realizado para o entalhe de raio maior. O processo para inserção desse entalhe foi realizado numa empresa de usinagem em Macaé-RJ



Figura 45- Ferramentas utilizadas para a inserção de entalhes em U de raio menor nos corpos de prova.

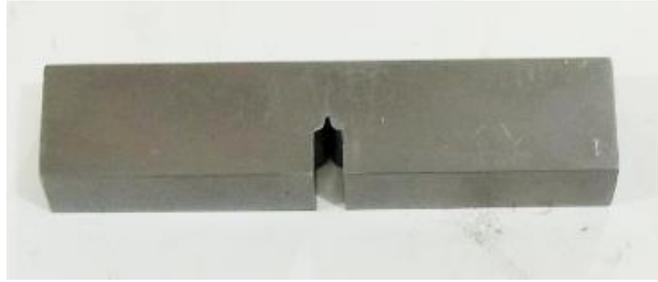


Figura 46-Entalhe em U com raio menor inserido no corpo de prova.

Os entalhes realizados em formato de U com raio maior e raio menor são similares ao desenho esquemático da figura 41, e foram confeccionados a partir de procedimentos parecidos, contudo o formato do entalhe em U similar à figura 42 foi feito por uma máquina de eletroerosão a fio, CNC, com fio de 0,25mm de diâmetro o qual foi realizado após as amostras serem submetidas aos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento.

3.2.5 Tratamentos térmicos

Os tratamentos térmicos realizados nas amostras foram a têmpera e o revenimento.

Foram confeccionados no total 18 corpos de prova, sendo 3 para ensaio de tração, 10 com entalhes(raio maior e raio menor) e 5 sem entalhes. Os corpos de prova sem entalhes tratados termicamente foram posteriormente entalhados por um processo de eletroerosão a fio que será descrito no decorrer deste capítulo. A tabela 3 mostra de forma mais específica a quantidade de amostras e o tratamento térmico realizado.

Tabela 3-Quantidade de corpos de prova e o tipo de tratamento térmico.

| | Quantidade de amostras | Tratamento térmico |
|---------------------------------------|-------------------------------|---------------------------|
| Corpos de prova de raio maior | 5 | Têmpera e Revenido |
| Corpos de prova de raio menor | 5 | Têmpera e Revenido |
| Corpos de prova sem entalhe | 5 | Têmpera e Revenido |
| Corpos de prova para ensaio de tração | 3 | Têmpera e Revenido |

Os parâmetros dos tratamentos térmicos realizados foram os mesmos para todos os corpos de prova utilizados nesse trabalho e estão apresentados na tabela 4.

Tabela 4-Parâmetros de tratamentos térmicos utilizados para todos os corpos de prova

| Tipo de CP | Temperatura de Austenitização | Revenimento |
|-------------------|--------------------------------------|--------------------|
| Flexão | 870°C | 200°C por 30 min |
| Tração | 870°C | 200°C por 30 min |

Todos os parâmetros dos tratamentos térmicos foram embasados segundo a norma ASM Handbook (1991).

3.2.5.1 Têmpera

O tratamento térmico de têmpera foi realizado no laboratório de Pirometalurgia do Instituto Federal do Espírito Santo, Campus Vitória-ES. O forno utilizado para realização da têmpera foi o modelo MEV 1500/V do fabricante FORTELAB apresentando uma temperatura máxima de trabalho de 1500°C.



Figura 47-Forno utilizado na têmpera dos corpos de prova.



Figura 48-Corpos de prova no interior do forno.

Os corpos de prova foram austenitizados até uma temperatura de 870°C e permanecidos nessa temperatura por um tempo de 1h. Completado o tempo, as amostras foram retiradas e resfriadas ao óleo.



Figura 49-- Resfriamento das amostras em óleo.

A temperatura no interior do forno foi monitorada durante a realização da têmpera para evitar possíveis incertezas no painel de programação do forno. Durante a monitoração, foi constatado que o painel estava mostrando a temperatura muito próxima a do termopar. Foi utilizado um termopar tipo K para a realização no monitoramento da temperatura.

Após o resfriamento em óleo, as amostras foram retiradas e deixadas a resfriar a temperatura ambiente.

Os corpos de prova após a têmpera foram separados para, em seguida, ser realizado o revenimento.

3.2.5.2 Revenimento

O tratamento térmico de revenimento foi realizado para aliviar possíveis tensões internas geradas no processo de têmpera.

Todos os procedimentos foram feitos no laboratório de ensaios mecânicos não destrutivos do Instituto Federal do Espírito Santo, Campus Vitória-ES.

As amostras foram aquecidas até uma temperatura de 200°C, mantendo-se por um tempo de 30 min e resfriadas no forno.

O forno para realização do revenimento foi do fabricante FORTELAB modelo ME1700/20.



Figura 50-Forno para realização do revenimento.



Figura 51-Corpos de prova no interior do forno para revenimento.

Após o tempo de revenimento, o forno foi desligado e as amostras deixadas dentro do próprio forno e retiradas no dia seguinte.

3.2.6 Inserção de entalhes em U por eletroerosão a fio

As amostras sem entalhes foram tratadas termicamente antes da inserção dos entalhes por eletroerosão. Após o tratamento térmico, essas amostras foram submetidas à eletroerosão a fio na empresa Multimetal em Nova Friburgo-RJ. O objetivo de se fazer a eletroerosão a fio foi para obter o menor valor possível do raio do entalhe, sendo que através das metodologias convencionais para obtenção de entalhes em U não foi possível conseguir valores extremamente pequenos desejados. O equipamento utilizado para realização desse processo foi uma máquina de eletroerosão a fio CNC modelo Robocut, Fanuc com fio de 0,25mm de diâmetro.



Figura 52-Equipamento utilizado para eletroerosão a fio nas amostras sem entalhes.

A figura 53 mostra os cinco corpos de prova entalhados por eletroerosão a fio.



Figura 53-Amostras entalhadas por eletroerosão a fio.

3.2.7 Medição dos raios nas amostras entalhadas

Após os tratamentos térmicos de têmpera e revenimento foram realizadas as medições dos raios das peças entalhadas. Para a medição desses raios, foi utilizado um microscópio modelo S10 50 1000X 2MP USB Microscope. As medições foram realizadas no laboratório de ensaios mecânicos e metrologia do LAMAV/UENF.

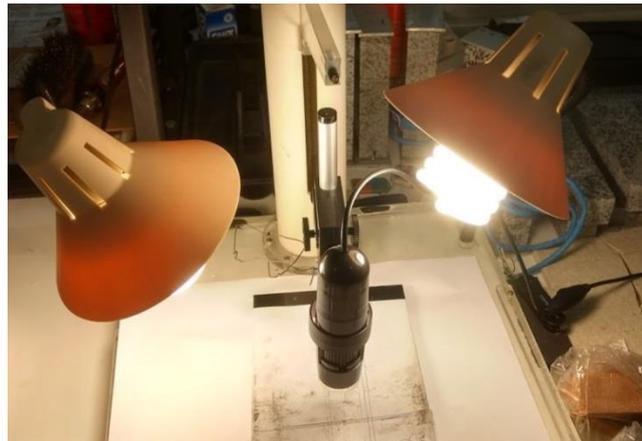


Figura 54-Microscópio utilizado na medição dos raios dos entalhes.

A medição do raio do fundo do entalhe foi realizada com auxílio de um software comercial sendo utilizado um grid micrometrado de referência de escala para a imagem dos entalhes fotografados e o software foi utilizado para estimar as dimensões das geometrias.

As figuras 55, 56 e 57 mostram a imagens de medição geradas através do software para os entalhes em U de raio maior, raio menor e eletroerosão respectivamente.

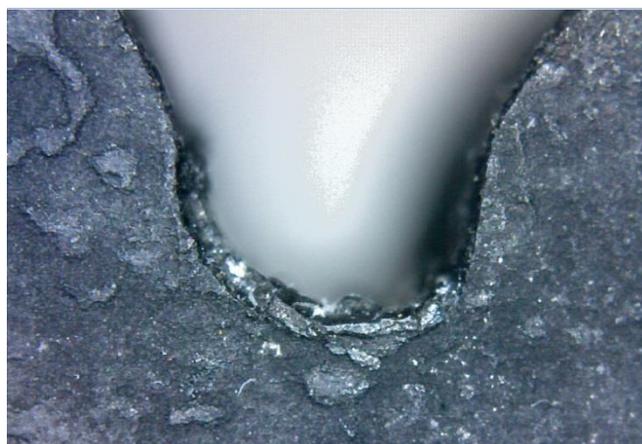


Figura 55--Entalhe CP# 3 de raio maior.

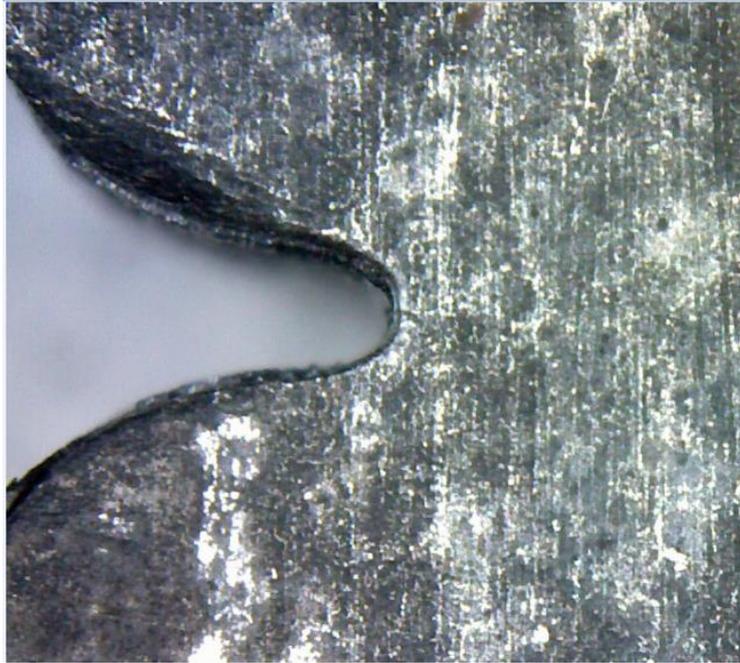


Figura 56-Entalhe do CP# 2 de raio menor.

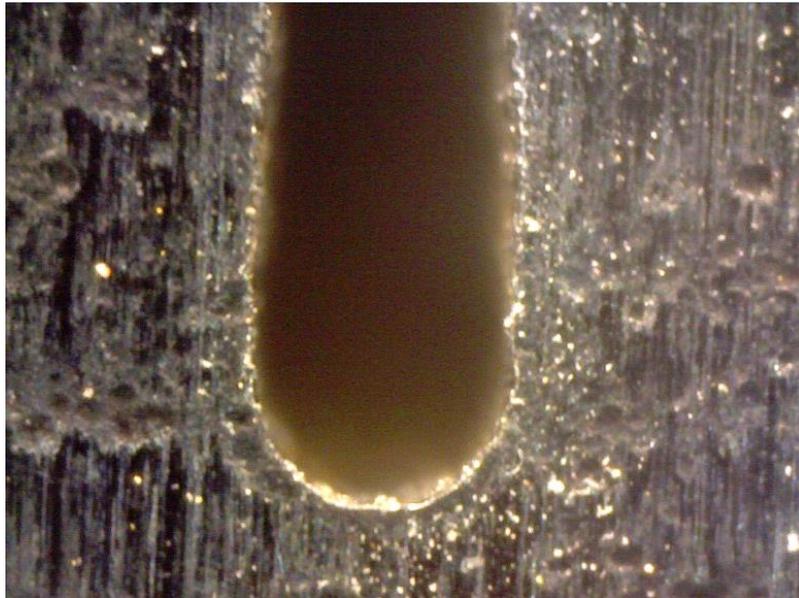


Figura 57-Entalhe do CP#1 de eletroerosão.

3.2.8 Medição das dimensões dos corpos de prova

As medições das dimensões dos corpos de prova foram medidas por paquímetro digital marca Mitutoyo com resolução de 0,01mm conforme mostrado na figura 58.



Figura 58-Paquímetro digital usado na medição das dimensões dos corpos de prova.

3.2.9 Ensaios de dureza

A medição de dureza superficial foi realizada no laboratório de ensaios mecânicos do IFES, Campus Vitória-ES, com um durômetro do fabricante HEICKERT modelo HP250.

As medições foram realizadas diretamente na escala Rockwell C com uma carga de ensaio de 150kgf e um tempo de aplicação de 6s, foi usado um penetrador com ponta diamantada e um ângulo de penetração de 120°. O resultado foi tomado como a média das cinco determinações de cada corpo de prova.



Figura 59-Durômetro Heickert para medição de dureza na escala Rockwel C no aço AISI 4140 após têmpera e revenimento.

3.2.10 Ensaio de Flexão em quatro pontos

Foram realizados ensaios de flexão em quatro pontos para o cálculo da tenacidade à fratura do aço AISI 4140.

As rotas de ensaios foram divididas da seguinte maneira:

- Ensaio das amostras sem strain gages.
- Ensaio das amostras com strain gages.

Todos os ensaios de flexão foram realizados a uma velocidade 1mm/s. As distâncias do vão de cima e do vão de baixo foram respectivamente 50mm e 100mm. As amostras foram carregadas transversalmente até sua ruptura e os valores obtidos foram utilizados para os devidos cálculos.

Para a definição das distâncias entre os apoios foram adotadas as referências da norma ASTM E399(1997).

Os ensaios foram feitos em uma máquina universal de ensaios INSTRON modelo 5582 com célula de carga com capacidade de 100KN na oficina de ensaios mecânicos e metrologia do LAMAV/UENF.



Figura 60-Maquina Universal de ensaio Instron, modelo 5582.

Em cada lote foi separado um corpo de prova para cola do strain gage, sendo que para o lote de raio maior foi separado o CP#2, para o lote de raio menor e eletroerosão foi separado o CP#5.

Os ensaios iniciais foram realizados nos corpos de prova sem strain gage. As figuras 61 e 62 mostram a montagem na Instron de um CP de cada lote.

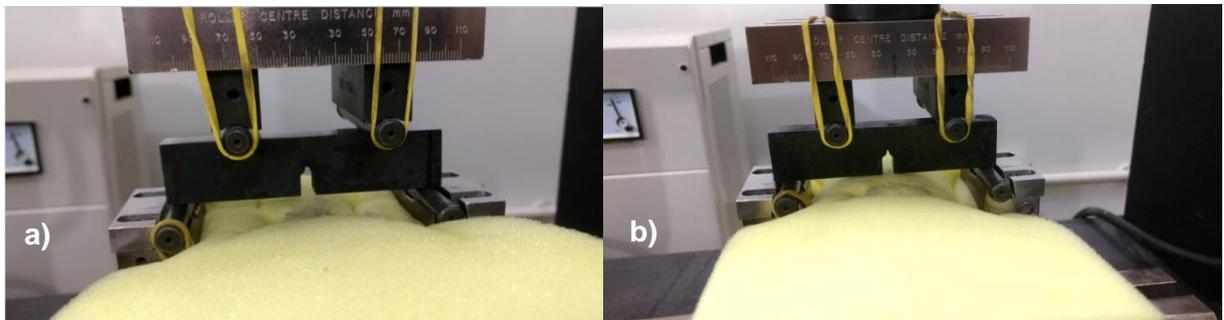


Figura 61-CPs preparados para ensaio de flexão em 4 pontos.(a) CP de raio maior.(b) CP de raio menor.



Figura 62-CP de eletroerosão preparado para ensaio de flexão em 4 pontos.

Os strain gages utilizados nos corpos de prova foram unidirecionais, modelo PA-06-250BA-120L gage factor igual a 2,06, para a obtenção dos valores de deformação durante o ensaio de flexão. Os CPs foram limpos com acetona na superfície superior e os strain gages foram fixados com adesivo químico tipo Loctite 496, na superfície oposta ao entalhe.

A figura 63 mostra um CP com strain gage.

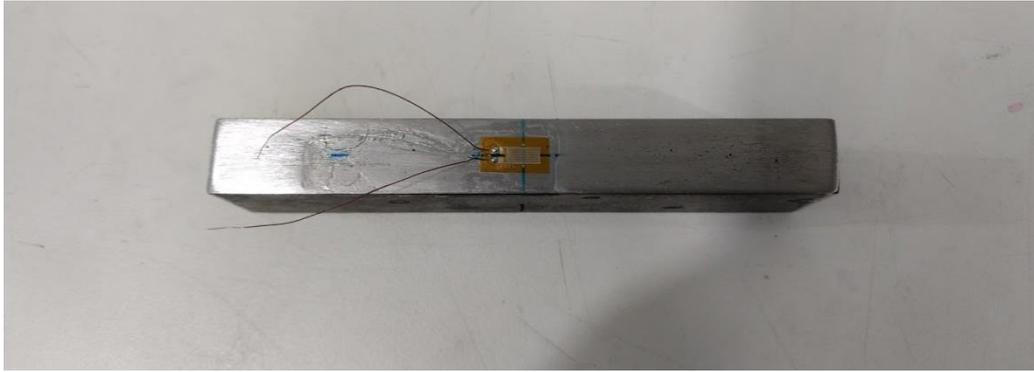


Figura 63-Corpo de prova com strain gage

A figura 64 mostra a montagem na Instron de um CP com strain gage.

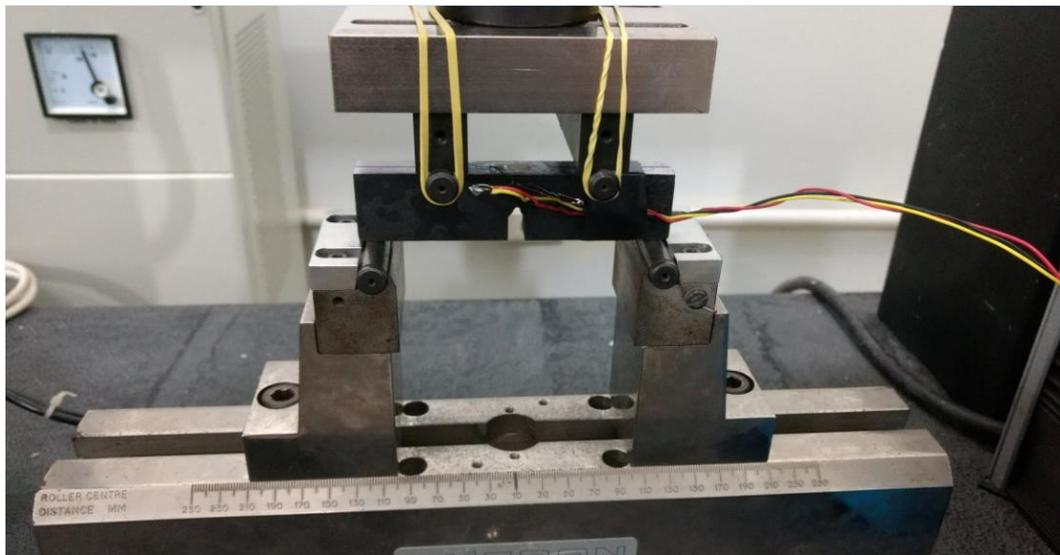


Figura 64-CP com strain gage preparado para ensaio de flexão em 4 pontos.

3.2.11 Ensaio de tração das amostras tratadas termicamente

Foram preparadas três amostras para realização do ensaio de tração após a têmpera e o revenimento. O objetivo do ensaio foi avaliar as propriedades mecânicas do aço AISI 4140 após os tratamentos térmicos sendo elas: Módulo de Elasticidade, Tensão de escoamento, Tensão Máxima, Alongamento Percentual e Tensão de ruptura.

Os CPs foram fabricados com as extremidades roscadas para não haver escorregamento durante os ensaios. Cada corpo de prova foi equipado com extensômetro do tipo clip gage fixado na sua região útil. O ensaio foi realizado na

máquina INSTRON modelo 5582 a uma velocidade de 0,5mm/min na oficina de ensaios mecânicos e metrologia do LAMAV/UENF.

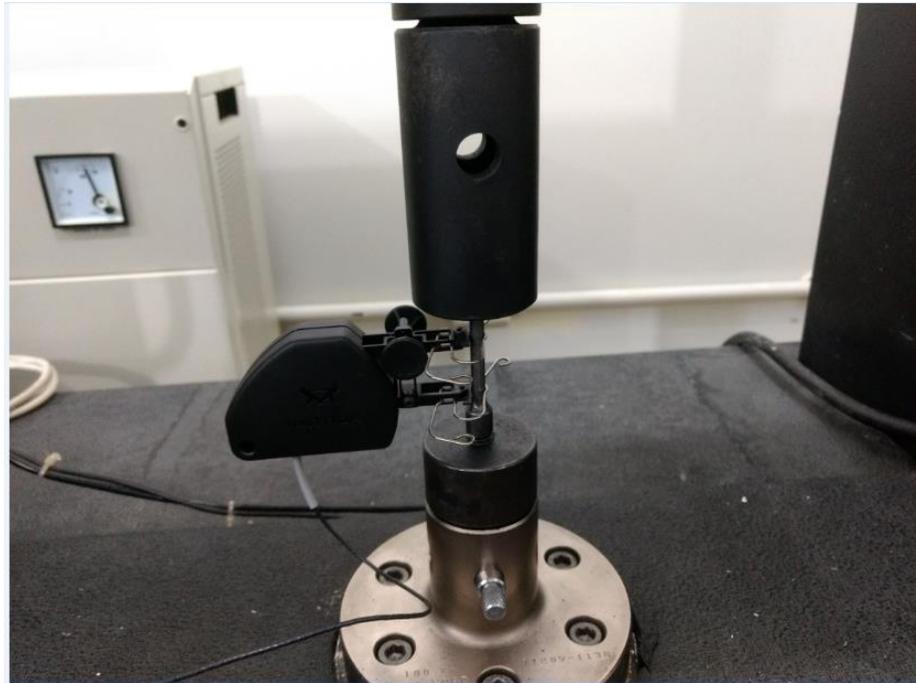


Figura 65-Corpo de prova de tração com extensômetro acoplado para realização do ensaio.

Para a análise das propriedades mecânicas foram plotadas curvas de tensão vs deformação convencional obtidas através das equações 3.1 e 3.2 . A deformação verdadeira foi obtida pelo registro do clip gage durante os ensaios.

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad 3.1$$

$$\varepsilon_c = e^{\varepsilon_r} - 1 \quad 3.2$$

Sendo:

σ → Tensão (MPa);

F → Força aplicada (N);

A_0 → Área inicial (m²);

ε_r → Deformação real (verdadeira);

ε_c → Deformação convencional.

O módulo de elasticidade (E) é determinado limitando a região linear do gráfico tensão vs deformação convencional.

A tensão de escoamento (σ_{esc}) foi determinada a partir da construção de uma linha paralela à região elástica do diagrama tensão-deformação partindo de uma deformação de $\varepsilon=0,002$ ou 0,2% onde a intercessão dessa reta com a curva tensão-deformação definiu a tensão de escoamento (Garcia et al,2012).

O alongamento percentual, tensão máxima e tensão de ruptura foram obtidos a partir das equações 3.3, 3.4 e 3.5 respectivamente.

$$EL(\%) = \frac{L_F - L_0}{L_0} (100\%) \quad 3.3$$

$$\sigma_{m\acute{a}x} = \frac{P_{m\acute{a}x}}{A_0} \quad 3.4$$

$$\sigma_{rupt} = \frac{P_{rupt}}{A_0} \quad 3.5$$

Sendo:

L_0 →Comprimento inicial do corpo de prova;

L_F →Comprimento final do corpo de prova;

$P_{m\acute{a}x}$ →Carga máxima obtida no ensaio de tração;

A_0 →Área inicial;

P_{rupt} →Carga de ruptura obtida no ensaio de tração.

3.2.12 Preparação metalográfica das amostras

A preparação metalográfica das amostras foi realizada em um corpo de prova de cada lote após os tratamentos térmicos de têmpera e revenimento e também conforme recebido o aço. Toda a preparação foi realizada na oficina metalográfica do LAMAV/UENF. As etapas seguidas para a preparação metalográfica foram as seguintes: Corte, Embutimento, Lixamento, Polimento e Ataque Químico.

O corte foi realizado numa policorte refrigerada do fabricante AROTEC e de modelo AROCOR 80, utilizando-se um disco de óxido de alumínio do fabricante AROTEC e modelo AA₄/2T sob um corte de velocidade fixa de 3450 rpm.

O embutimento foi feito numa embutidora a quente da fabricante AROTEC modelo PRE 30 automática. As amostras foram embutidas sob os parâmetros de temperatura máxima de sinterização de 170°C e pressão de 150Kgf/cm².

Após as etapas de corte e embutimento, as amostras passaram por uma sequência de lixamento com mudança de direção de 90° das amostras a cada etapa de lixamento, começando pela lixa com granulometria de 100 e passando respectivamente para as lixas de 220, 320, 400, 600 e 1200 em uma politriz motorizada de fabricante STRUERS modelo DP-10.

Concluída a etapa de lixamento, as amostras foram polidas em uma politriz motorizada do fabricante AROTEC e modelo AROPOL 2V, utilizando um pano de polimento da marca AROTEC modelo DBM com alumina de 1µm e posteriormente com alumina de 0,3µm do fabricante AROTEC.

Após todas essas etapas, foi realizado o ataque químico das amostras em capela utilizando-se para isso uma solução de nital 2% com a técnica de pincelamento num tempo de ataque de 3s com exceção da amostra do material conforme recebido, para a qual foram necessários 10s.

As figuras 66, 67 e 68 mostram as amostras preparadas para análise metalográfica e os equipamentos utilizados para preparação das mesmas.



Figura 66-Amostras preparadas para a análise metalográfica.



Figura 67-Equipamentos utilizados na preparação das amostras. (a) Policorte. (b) Embutidora a quente.

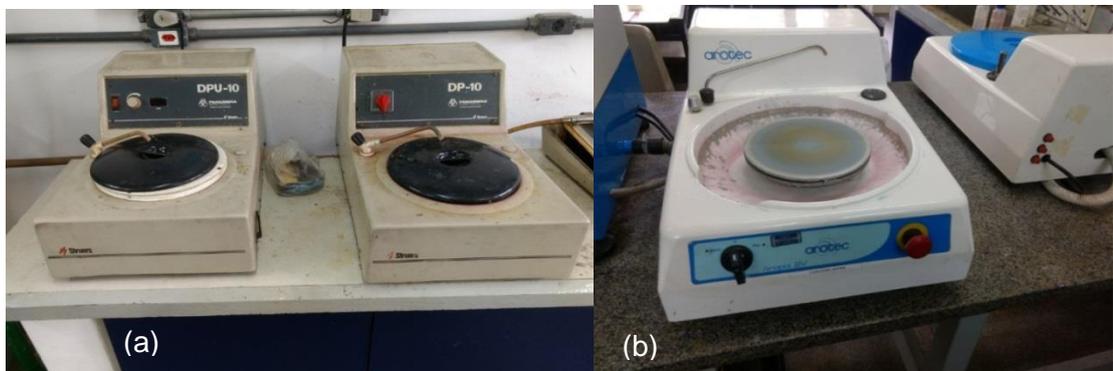


Figura 68-Equipamentos utilizados na preparação das amostras. (a) Lixadeira politriz. (b) Politriz usada para o polimento

Após o ataque químico das amostras, foi utilizado um microscópio óptico OLYMPUS modelo GX41 nas dependências do LAMAV/UENF para se obter uma imagem da microestrutura do material estudado, utilizando-se para isso aumento de 200, 500 e 1000vezes.



Figura 69-Microscópio óptico usado para caracterização estrutural dos corpos de prova.

3.2.13 Análise de Fratura (Fractografia)

Foram analisadas as superfícies de fratura de uma amostra de cada lote. Para isso foi utilizado um Microscópio confocal de medição a laser OLYMPUS LEXT OLS 4000 com modo de aquisição de imagens em 3D. As medições foram realizadas nas dependências do LAMAV/UENF. Essa metodologia facilitou a obtenção do perfil da superfície de fratura dos corpos de prova.

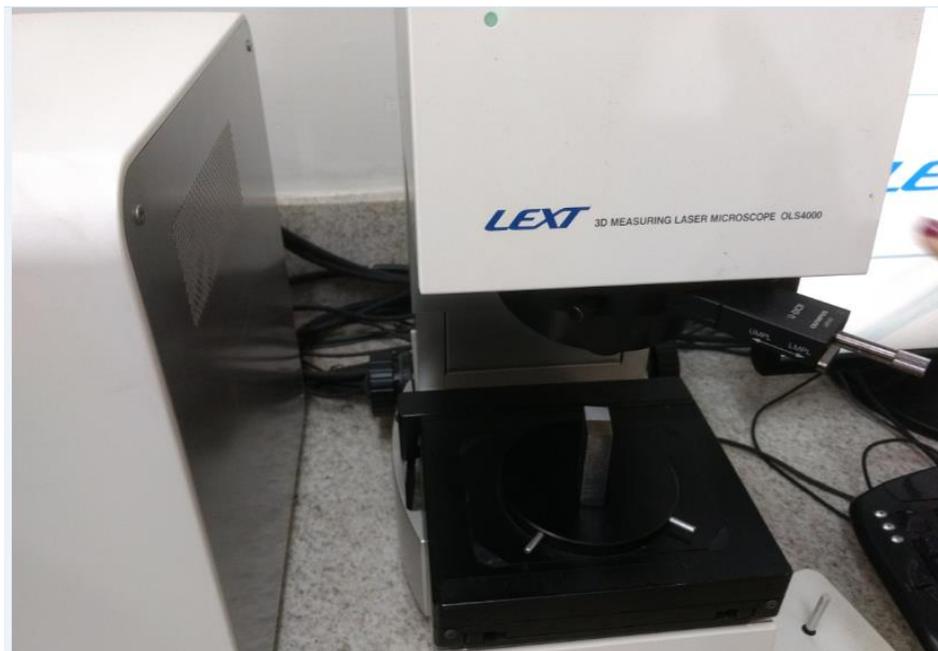


Figura 70-Microscópio confocal de medição a laser.

3.2.14 Medição do tamanho da região dos lábios de cisalhamento

Foram realizadas medições do tamanho da região de cisalhamento das amostras entalhadas. As medições foram feitas para três amostras de cada lote utilizando o microscópio confocal de medição a laser OLYMPUS LEXT OLS 4000. As medições foram realizadas nas dependências do LAMAV/UENF, sendo realizadas sete medições por amostra estudada.

3.2.15 Cálculo do concentrador de tensão (K_t)

Para os lotes de raio menor e eletroerosão, o concentrador de tensão usado na equação do critério da média tensão foi o K_{tg} , obtido pelo método dos elementos

finitos (MEF), a partir das funções “*curve fitting*” desenvolvidas em trabalhos de Carvalho, (2018). Essas funções são apresentadas na tabela 5. Foi utilizado um modelo sólido 2D de 14087 elementos em estado plano de tensão, simulando um material linear elástico. O modelo foi dividido em seis regiões com diferentes graus de refinamento de malha, sendo a geometria do elemento retangular com nove nós por elemento. Foi utilizado um software comercial para a geração dos resultados.

Tabela 5-Funções “*curve fitting*” gerada pelo MEF para o cálculo de K_{tg} (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 |

Para o lote de raio maior, foram utilizadas funções “*curve fitting*” desenvolvidas por Pilkey, (1997) que foram embasadas em trabalhos de Peterson devido às relações geométricas das amostras. Essas funções são apresentadas no Apêndice E.

Como as funções “*curve fitting*” desenvolvidas por Pilkey são destinadas ao cálculo de K_{tn} , para a obtenção do K_{tg} das amostras de raio maior, foi utilizada a seguinte relação: (Pilkey, 1997).

$$K_{tn} \times \sigma_{net} = K_{tg} \times \sigma_{gross}$$

3.2.16 Tensão de Fratura em Flexão (σ_F)

A tensão de fratura foi obtida a partir dos resultados de carga máxima gerados após os ensaios de flexão em quatro pontos. A figura 71 mostra um desenho esquemático de um ensaio de flexão pelo método quatro pontos.

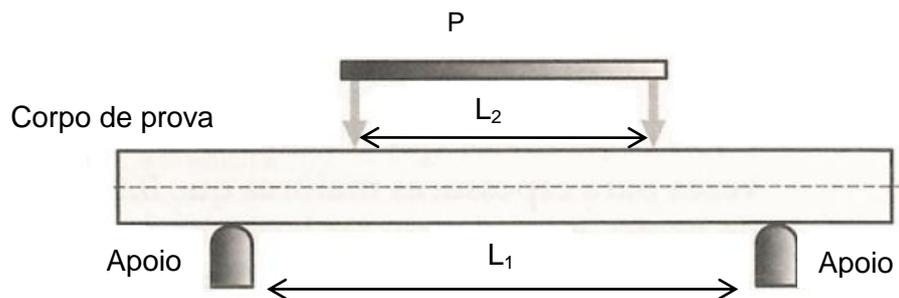


Figura 71-Desenho esquemático de um ensaio de flexão pelo método de quatro pontos (Adaptado Garcia et al, 2012).

As distâncias entre os roletes superiores e inferiores da máquina foram respectivamente durante o ensaio 100 mm(L_1) e 50 mm(L_2).

A tensão de flexão é obtida através da equação 3.7 (Garcia et al,2017) :

$$\sigma_F = \frac{M_f}{I_z} y \quad 3.7$$

Sendo:

σ_F → Tensão normal de flexão.

M_f → Momento fletor.

y → Distância da linha neutra.

I_z → Momento de inércia de área.

Aplicando a equação da tensão de flexão citada acima para, em específico, o ensaio de flexão em quatro pontos, a tensão de fratura em flexão para seção transversal inteira pode ser escrita conforme a equação 3.8.

$$\sigma_{\text{Gross}} = \frac{3P_{\text{máx}}(L_1 - L_2)}{2bh^2} \quad 3.8$$

Sendo:

$P_{\text{máx}}$ → Carga máxima.

b → Espessura.

h → Altura.

L_1 → Espaçamento do vão maior.

L_2 → Espaçamento do vão menor.

A partir da carga de fratura obtida durante os ensaios, foi utilizada a equação 3.8 para o cálculo da tensão de fratura de cada corpo de prova em cada lote.

3.2.17 Cálculo da tenacidade à fratura (K_{UC}) para entalhes não singulares

Para o cálculo da tenacidade à fratura (K_{UC}) para as amostras com entalhes não singulares, foi utilizada a seguinte equação (Gómez et al,2006):

$$K_{UC} = K_{tg} \sigma_{\text{gross}} \sqrt{\pi \frac{\rho}{4}} \quad 3.9$$

Sendo:

K_{tg} → Concentrador de tensão.

σ_{gross} → Tensão de fratura em flexão.

ρ → Raio do entalhe.

3.2.18 Cálculo da tenacidade à fratura (K_{IC}) a partir da aplicação do critério da tensão média (CTM)

O método utilizado para calcular a tenacidade à fratura (K_{IC}) corrigido foi embasado no critério de Gómez, (2006). A partir do critério da tensão média, dado pela equação 3.10, a tenacidade à fratura para entalhe singular (K_{IC}) foi isolada e colocada em função de parâmetros conhecidos que dependem do raio do entalhe e

de resultados obtidos nos ensaios de tração e flexão, conforme mostrado na equação 3.11.

$$\frac{K_{UC}}{K_{IC}} = \sqrt{1 + \pi \frac{\rho}{4l_{ch}}} \quad 3.10$$

$$K_{IC} = \sqrt{\frac{4(K_{UC})^2 - \pi\rho(\sigma_{m\acute{a}x})^2}{4}} \quad 3.11$$

Sendo:

K_{UC} → Tenacidade à fratura para entalhe não singular.

ρ → Raio do entalhe.

$\sigma_{m\acute{a}x}$ → Tensão máxima obtida no ensaio de tração.

Os resultados calculados de K_{IC} pela equação 3.11 foram comparados com os valores de K_{IC} da literatura, a qual foi tomada como referência com objetivo de verificar a convergência dos resultados. Esses resultados serão apresentados no capítulo 4.

4 CAPITULO 4—RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Resultados da espectrometria

Os valores dos percentuais em massa de cada elemento são mostrados na tabela 6.

Tabela 6-Composição química do material estudado obtido pelo espectrômetro de emissão óptica.

| %C | %SI | %Mn | %P | %S | %Ni | %Cr | Mo | Cu |
|-----------|------------|------------|-----------|-----------|------------|------------|-----------|-----------|
| 0.41274 | 0.2334 | 0.8820 | 0.0071 | 0.0074 | 0.1504 | 1.0745 | 0.2199 | 0.0568 |

Tabela 7-Composição química do aço AISI 4140 segundo a NBR NM 87.

| %C | %SI | %Mn | %Cr | Mo |
|-----------|------------|------------|------------|-----------|
| 0.38-0.43 | 0.15-0.35 | 0.75-1.00 | 0.80-1.10 | 0.15-0.25 |

Comparando as tabelas 6 e 7 pode-se concluir que o material recebido é o aço AISI 4140, pois seus principais componentes químicos estão na faixa de valores segundo a NBR NM 87.

4.2 Análise dimensional dos CPs

Antes da realização dos ensaios foram realizadas as análises dimensionais de todos os corpos de prova.

Em todas as metodologias de cálculo utilizadas nesta pesquisa foram utilizadas valores individuais de cada CP e não a média das medidas.

As tabelas com os dimensionais de cada CP estão apresentadas no Apêndice A.

A tabela 8 apresenta as dimensões médias, o desvio padrão e o coeficiente de variação para o lote de raio maior.

Tabela 8-Dimensões médias dos CPs de raio maior.

| Lote de Raio Maior | B (mm) | W (mm) | a_n (mm) | ρ (mm) | L (mm) | (W-a) (mm) |
|---------------------------|-------------------|-------------------|-------------------------------|-------------------|-------------------|-----------------------|
| Dimensões médias (mm) | 13,46 | 24,65 | 12,42 | 0,93 | 109,25 | 12,23 |
| Desvio padrão (mm) | 0,20 | 0,23 | 0,17 | 0,08 | 0,44 | 0,25 |
| Coef. de variação (%) | 1,50 | 0,94 | 1,40 | 9,13 | 0,40 | 2,10 |

O valor médio da espessura (B) foi de 13,46(± 0,2) mm, a altura média (W) foi de 24,65(± 0,2) mm, o comprimento médio do entalhe (a_n) apresentou um valor médio de 12,42(± 0,17) mm, o raio do fundo do entalhe apresentou um valor médio de 0,93(± 0,08) mm, o comprimento total médio (L) foi de 109,25(± 0,44)mm e a seção residual (W-a) apresentou um valor médio de 12,23(± 0,25)mm.

Os coeficientes de variação foram baixos validando os CPs fabricados, mesmo que o CV para o raio do fundo do entalhe tenha sido maior, resultado já esperado devido a uma maior dispersão dos valores do raio para cada CP fabricado.

Para o lote de raio menor as dimensões médias, o desvio padrão e o coeficiente de variação são apresentados na tabela 9.

Tabela 9-Dimensões médias dos CPs de raio menor.

| Lote de Raio Menor | B (mm) | W (mm) | a_n (mm) | ρ (mm) | L (mm) | (W-a) (mm) |
|---------------------------|-------------------|-------------------|-------------------------------|-------------------|-------------------|-----------------------|
| Dimensões médias (mm) | 13,7 | 25,07 | 12,70 | 0,36 | 110,27 | 12,37 |
| Desvio padrão (mm) | 0,04 | 0,20 | 0,14 | 0,05 | 0,47 | 0,07 |
| Coef. de variação (%) | 0,34 | 0,8 | 1,10 | 14,64 | 0,42 | 0,62 |

Para os CPs de raio menor o valor médio da espessura (B) foi de 13,7(± 0,04) mm, a altura (W) apresentou um valor médio de 25,07(± 0,20)mm, o comprimento do entalhe (a_n) foi um valor médio 12,70(± 0,14)mm, o raio do entalhe (ρ) apresentou um valor médio de 0,36 (± 0,05)mm, para comprimento total (L) a média foi de 110,27(± 0,47)mm e a seção residual apresentou uma média de 12,37(± 0,07)mm.

Os coeficientes de variação dos CPs foram baixos, o raio do fundo do entalhe apresentou um CV mais alto devido a uma maior dispersão dos valores do raio para cada CP fabricado.

A tabela 10 apresenta os dimensionais médio para o lote de eletroerosão.

Tabela 10-Dimensões médias dos CPs de eletroerosão.

| Lote de Eletroerosão | B (mm) | W (mm) | a_n (mm) | ρ (mm) | L (mm) | (W-a) (mm) |
|-----------------------------|-------------------|-------------------|-------------------------------|-------------------|-------------------|-----------------------|
| Dimensões médias (mm) | 13,66 | 24,80 | 12,63 | 0,162 | 109,88 | 12,17 |
| Desvio padrão (mm) | 0,05 | 0,06 | 0,07 | 0 | 0,63 | 0,11 |
| Coef. de variação (%) | 0,40 | 0,23 | 0,61 | 0 | 0,57 | 0,95 |

Os CPs de eletroerosão apresentaram um valor médio de espessura (B) de 13,66(± 0,05) mm, um valor médio de altura(W) de 24,80(± 0,06)mm, o comprimento médio do entalhe (a_n) foi de 12,63(± 0,07)mm, o raio médio do entalhe (ρ) foi de 0,162mm, o comprimento médio total (L) apresentou um valor de 109,88(± 0,63)mm e o tamanho médio da seção residual foi de 12,17 (± 0,11)mm.

Observa-se que, para os CPS de eletroerosão, os coeficientes de variação foram baixos para todos os parâmetros dimensionais, com valores abaixo de 1%.

A tabela 11 apresenta as dimensões médias dos CPs de tração temperado e revenido.

Tabela 11-Dimensão média dos CPs de tração temperado e revenido.

| CPs de Tração | A (mm²) | d (mm) |
|--|-------------------------------|-------------------|
| Dimensões médias (mm,mm ²) | 28,84 | 6,06 |
| Desvio padrão (mm,mm ²) | 0,41 | 0,04 |
| Coef. de Variação(%) | 1,45 | 0,71 |

O diâmetro médio dos CPs de tração foi de 6,06 (± 0,04)mm com um coeficiente de variação de 0,71%.

4.3 Resultados dos ensaios de tração do AISI 4140 temperado e revenido

Os resultados das curvas tensão convencional vs deformação convencional são apresentados nas figuras 72, 73 e 74 para cada corpo de prova.

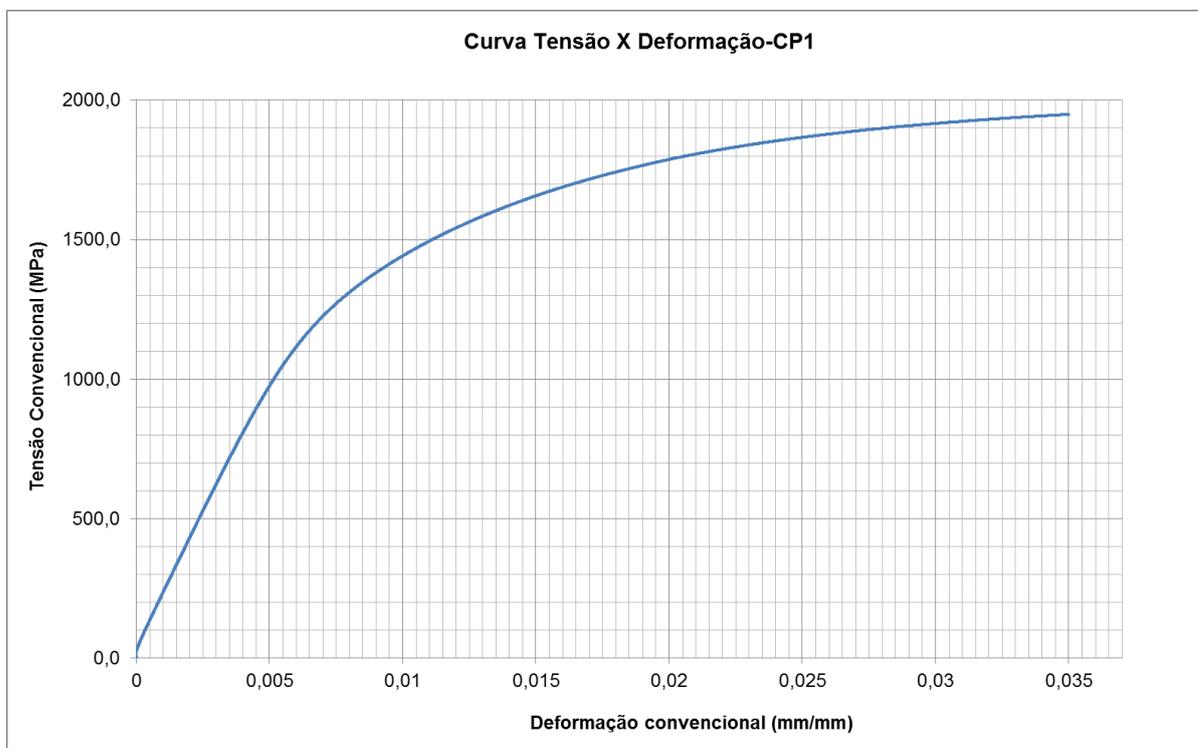


Figura 72-Diagrama tensão vs deformação para o corpo de prova 01 temperado e revenido

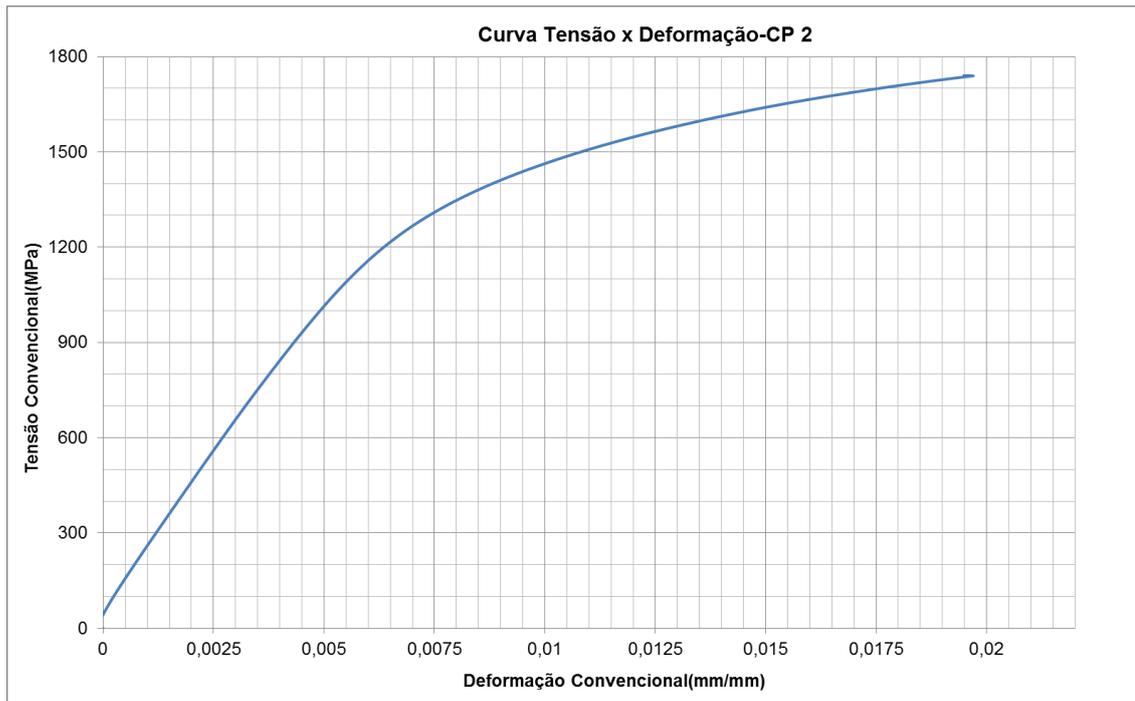


Figura 73-Diagrama tensão vs deformação para o corpo de prova 02 temperado de revenido.

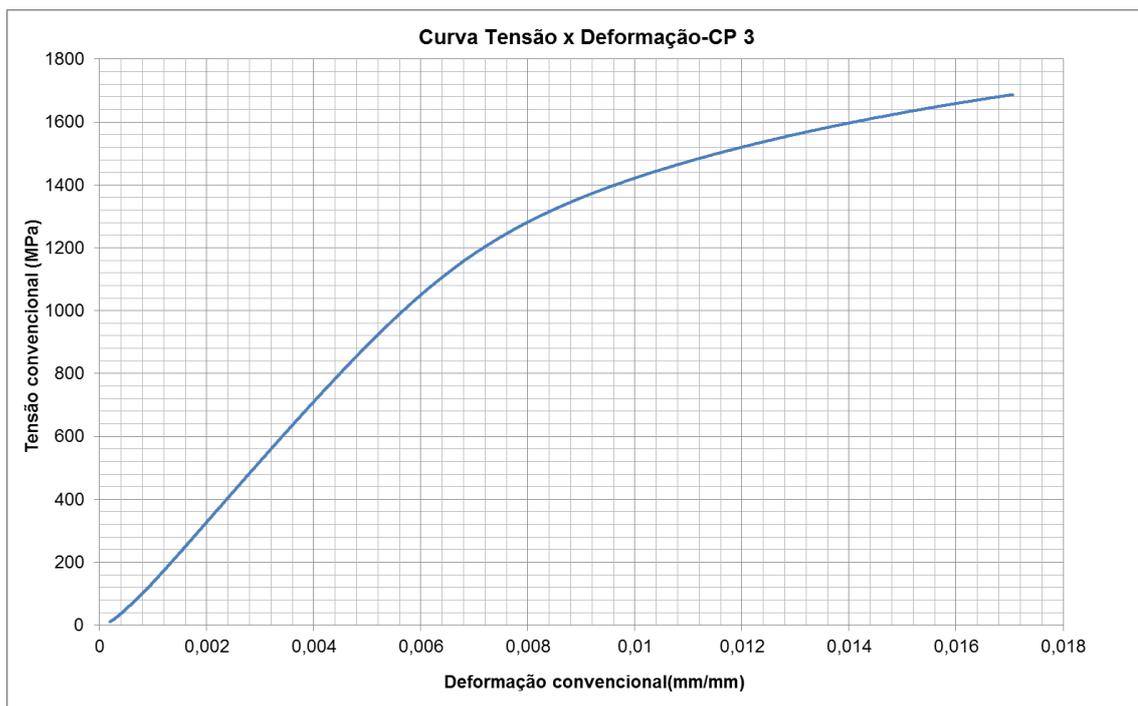


Figura 74-Diagrama tensão vs deformação para o corpo de prova 03 temperado de revenido.

O crescimento da curva ocorre até a ruptura do corpo. Tendo em vista a preservação do clip gage durante os ensaios, o mesmo foi retirado um pouco antes da ruptura total das amostras, em consequência disso não foi mostrada no gráfico a tensão de ruptura, porém seu valor foi registrado.

Na tabela 12 são mostradas as características dimensionais das amostras assim como a carga máxima obtida de cada corpo de prova após os ensaios.

Tabela 12- Características dimensionais das amostras e a carga máxima obtida no ensaio de tração.

| CP | D ₀ (mm) | A ₀ (mm ²) | L ₀ (mm) | L _F (mm) | P _{MÁX} (N) |
|----------------------|---------------------|-----------------------------------|---------------------|---------------------|----------------------|
| 1 | 6,03 | 28,55 | 36,99 | 41,63 | 56655,92 |
| 2 | 6,04 | 28,65 | 37,96 | 42,14 | 55858,17 |
| 3 | 6,11 | 29,32 | 36,68 | 42,34 | 57405,02 |
| Média | 6,06 | 28,84 | 37,21 | 42,03 | 56639,7 |
| Desvio Padrão | 0,04 | 0,41 | 0,66 | 0,36 | 773,55 |
| Coef. de Variação(%) | 0,71 | 1,45 | 1,79 | 0,87 | 1,36 |

Os resultados de carga máxima para amostra tiveram uma baixa dispersão tendo um coeficiente de variação de 1,36%. Não apresentando grandes disparidades entre os corpos de prova.

A partir dos resultados dos ensaios de tração foram determinadas as principais propriedades mecânicas do aço AISI 4140.

4.4 Avaliação das propriedades do aço após os ensaios de tração

As principais propriedades do aço AISI 4140 foram extraídas do ensaio de tração, além disso, a partir do gráfico tensão x deformação foi obtido diretamente o módulo de elasticidade e a tensão de escoamento.

4.4.1 Módulo de elasticidade (E)

Nota-se nos gráficos tensão x deformação uma região inicial linear bem definida, essa região corresponde à primeira região de deformação do corpo de prova, onde é observado o fenômeno do efeito elástico, em que, ao ser retirada a carga, o corpo de prova retorna a suas dimensões iniciais. Sendo que é nessa região linear que é calculado o módulo de elasticidade.

A figura 75 mostra apenas a região linear dos gráficos tensão vs deformação para o CP# 2 de onde foi obtido o módulo de elasticidade. Para todos os demais CPs a metodologia foi idêntica para a obtenção do módulo de elasticidade.

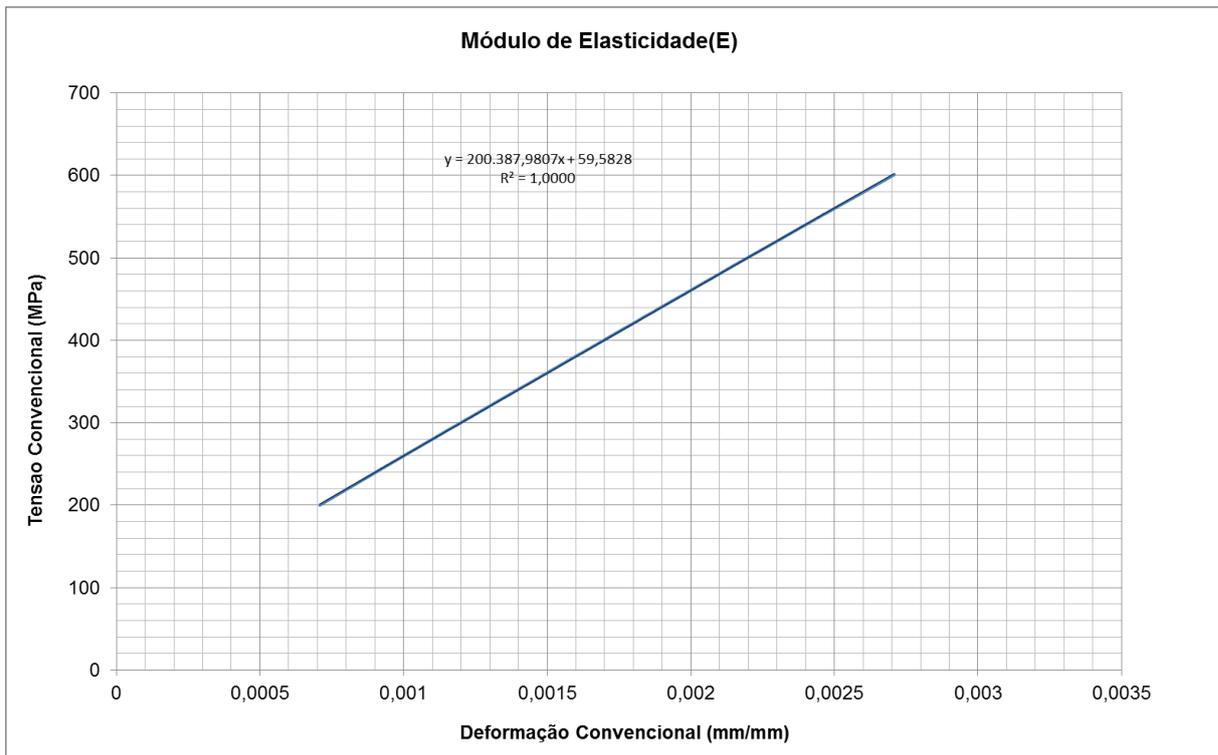


Figura 75-Gráfico do módulo de elasticidade do CP#2 temperado e revenido .

A partir da equação da reta que representa a linearidade, pode-se tirar o valor do módulo de elasticidade que será o próprio coeficiente angular da reta.

Os valores encontrados apresentaram resultados com pequenas disparidades entre os corpos de prova, e valores bem condizentes com a literatura, segundo ASM Handbook Heat Treating. (1991). Todos os valores estão especificados na tabela 13.

4.4.2 Tensão de escoamento

Nos diagramas tensão vs deformação já mostrados, o limite de escoamento é imperceptível. Para isso, convencionou-se adotar uma deformação padrão conhecida como limite n de escoamento, que para aços e ligas em geral é igual a 0,2% (Garcia et al,2012).

A figura 76 mostra a obtenção da tensão de escoamento no diagrama tensão x deformação para o CP#1. Para os demais CPs a metodologia foi idêntica.

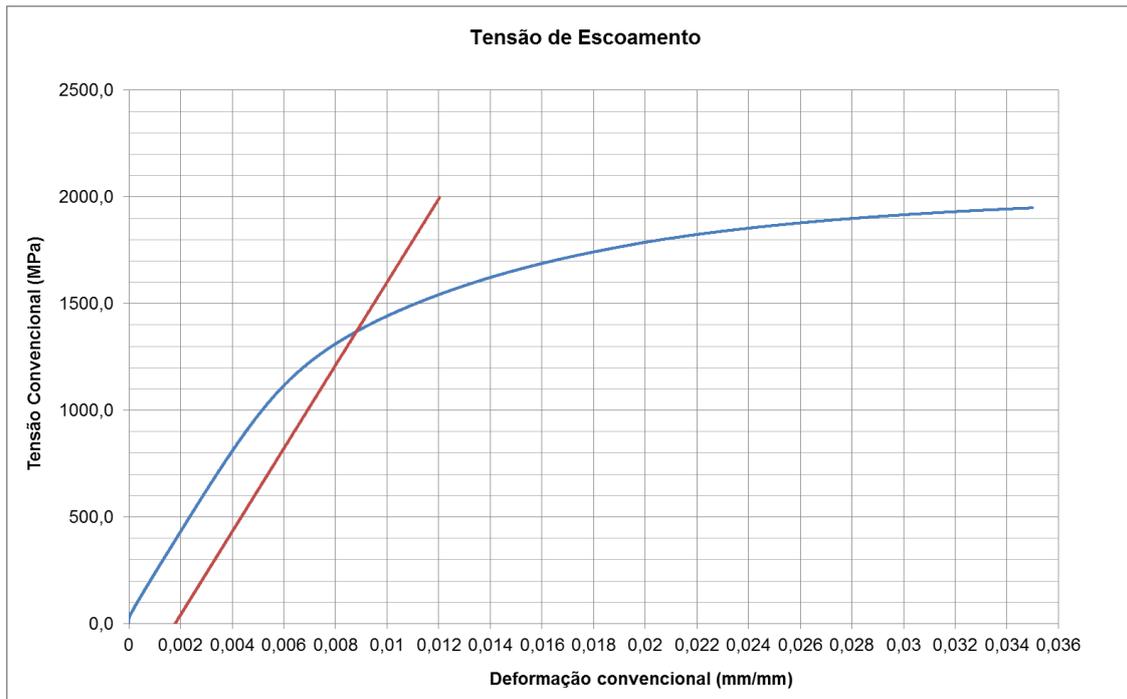


Figura 76-Gráfico tensão de escoamento para o CP#1 temperado e revenido.

Os resultados obtidos do limite de escoamento tiveram baixa diferença entre as amostras. Isso pode ser constatado na tabela 13, junto com as outras propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração.

4.4.3 Propriedades mecânicas obtidas do ensaio de tração

Na tabela 13, são apresentados os resultados do módulo de elasticidade, da tensão de escoamento, da tensão máxima, da tensão de ruptura e do alongamento específico percentual a partir dos dados dos ensaios de tração.

Tabela 13-Propriedades mecânicas do aço AISI 4140 obtidas após os ensaios de tração.

| CP | E(GPa) | σ_{esc} (Mpa) | σ_{max} (Mpa) | σ_{Rup} (Mpa) | AL% |
|-------------------------|---------|----------------------|----------------------|----------------------|--------|
| 1 | 195,047 | 1369,32 | 1984,44 | 1625,10 | 14,46 |
| 2 | 200,387 | 1389,58 | 1912,35 | 1520,44 | 11,01 |
| 3 | 191,682 | 1395,29 | 1957,87 | 1590,10 | 15,43 |
| Média | 195,70 | 1384,73 | 1951,55 | 1578,54 | 13,63 |
| Desvio Padrão | 4,38 | 13,64 | 36,45 | 53,27 | 2,32 |
| Coeficiente de variação | 2,24% | 0,98% | 1,86% | 3,37% | 17,03% |

Percebe-se assim que aços de baixa liga com médio teor de carbono quando tratados termicamente melhoram suas propriedades mecânicas, tornando-se mais resistentes, porém comprometem a ductilidade e sua tenacidade (Castro, 2013).

Dentre as propriedades obtidas, a que apresentou um maior nível de dispersão foi o alongamento percentual, contudo um resultado esperado, pois essa medida é influenciada por erros de medição. Já as outras propriedades obtidas tiveram uma baixa dispersão estatística.

4.5 Avaliação da dureza das amostras

As amostras foram avaliadas no recebimento do material e após os tratamentos térmicos têmpera e revenimento, em que foram realizadas cinco medições para cada amostra. As tabelas 14 e 15 apresentam os resultados obtidos do material conforme recebido e após os tratamentos térmicos respectivamente.

Tabela 14-Valor de dureza média do AISI 4140 conforme recebido.

| Lote | Dureza média (HRC) | Desvio padrão (HRC) | Coefficiente de variação (%) |
|--------------------------|---------------------------|----------------------------|-------------------------------------|
| Conforme recebido | 13,6 | 1,14 | 8,38 |

Tabela 15-Valores de dureza média dos CPs de raio maior, raio menor, eletroerosão e tração temperado e revenido

| Lote | Dureza média (HRC) | Desvio padrão (HRC) | Coefficiente de variação (%) |
|--------------|---------------------------|----------------------------|-------------------------------------|
| Raio maior | 42 | 1,14 | 6,49 |
| Raio menor | 45 | 0,54 | 1,22 |
| Eletroerosão | 38 | 7,29 | 19,06 |
| Tração | 37 | 5,85 | 15,98 |

Os valores de dureza, apresentados na tabela 15, mostram valores um pouco abaixo dos obtidos para o aço AISI 4140 de acordo com algumas literaturas nas quais encontram-se condições de tratamento térmico de têmpera e revenimento.

Segundo ASM Handbook Heat Treating, (1991) o valor de dureza para o aço AISI 4140 é 56 HRC, contudo de acordo com resultados obtidos por Castro, (2013) o valor da dureza média para o aço AISI 4140 na condição de revenimento a 200°C não excedeu 50HRC.

Foram realizadas cinco medições de dureza na parte superior de cada amostra. Foram obtidos valores acima de 50HRC e, em outros, valores abaixo de 30HRC em determinados lotes. O lote de eletroerosão foi o que apresentou valores mais dispersivos com um CV de 19,06%, já os outros dois lotes apresentaram uma baixa dispersão estatística com valores de CV baixos. Esta diferença de dureza, obtida inclusive nos mesmos lotes, pode ter sido devido à quantidade de martensita formada na microestrutura.

A dureza máxima após a têmpera é função do teor de carbono e da quantidade de martensita presente na microestrutura (Colpaert, 2008). Contudo não foi calculada a quantidade de martensita presente, pois não é o foco desta pesquisa.

Uma possível causa dos valores de dureza encontrados pode ter sido a viscosidade do óleo usado na têmpera. O óleo utilizado no resfriamento das amostras tinha uma viscosidade de 32,5 cst. Alguns óleos utilizados, próprios para têmpera como o Fenso 39, apresentam uma viscosidade mais baixa em torno de 21,4 cst fazendo com que a troca de calor se torne mais rápida. Mesmo se tratando de uma possível causa, os valores de dureza citados do aço AISI 4140 embasados na literatura e em trabalhos já realizados não especificam o valor da viscosidade do óleo resfriado durante a têmpera.

Outra análise feita é que, durante as medições da dureza, as superfícies das amostras apresentavam “carepas” de tratamento térmico. Assim o contato do penetrador do durômetro com essas “carepas” pode também ter influenciado nos resultados obtidos durante as medições.

Vale ressaltar que os valores de dureza obtidos após os tratamentos térmicos mais que dobraram, conforme mostrado nas tabelas 14 e 15 e, além disso, a análise metalográfica constatou a presença da microestrutura martensítica conforme será mostrado na próxima seção deste capítulo, em que se pode concluir que os procedimentos realizados durante a têmpera foram feitos da maneira correta.

No Apêndice B, apresenta-se a média da leitura dos ensaios de dureza para cada CP com desvio padrão e coeficiente de variação.

4.6 Resultados da análise metalográfica

A análise metalográfica foi feita para cada lote de amostras, assim como no material conforme recebido. As amostras pós-tratamentos térmicos foram preparadas a partir dos corpos de provas fraturados obtidos nos ensaios de flexão.

Foi escolhido o tratamento térmico têmpera e revenido por ser a condição mais usada para o aço AISI 4140 na indústria.

Foram separados os CPs #3 de cada lote assim como uma amostra do material conforme recebido para a o ensaio de microscopia ótica.

As micrografias da amostra conforme recebido são mostradas nas figuras 77 e 78.

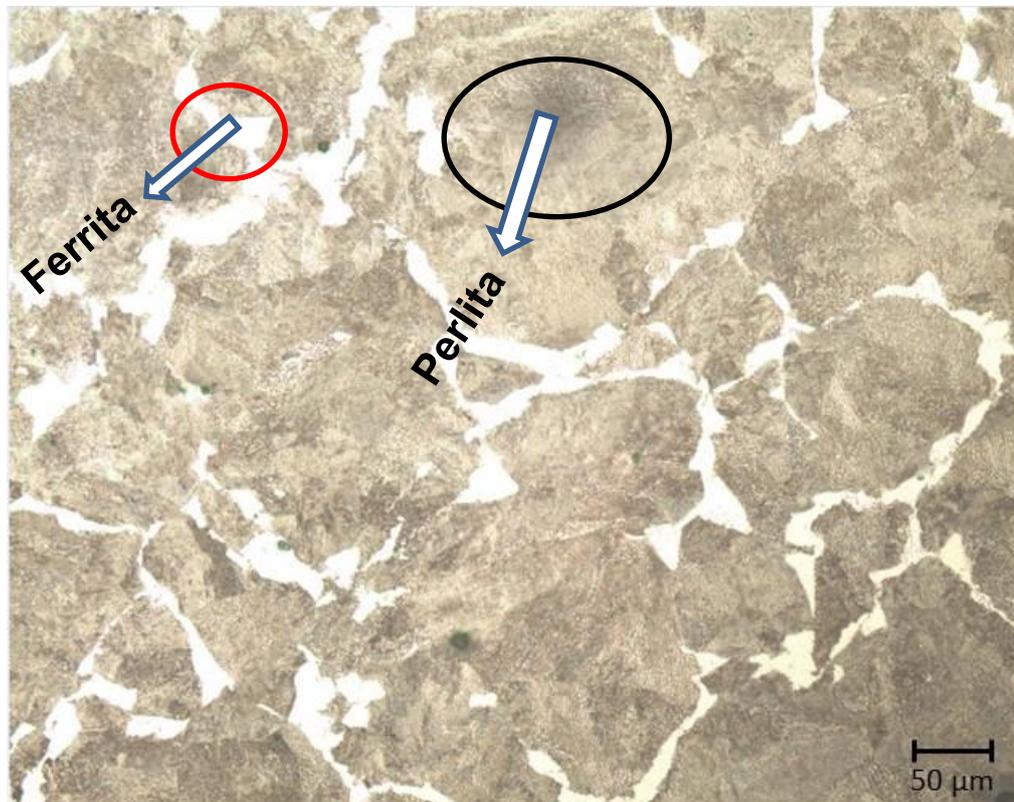


Figura 77--Microestrutura do aço AISI 4140 conforme recebido, aumento 200X.

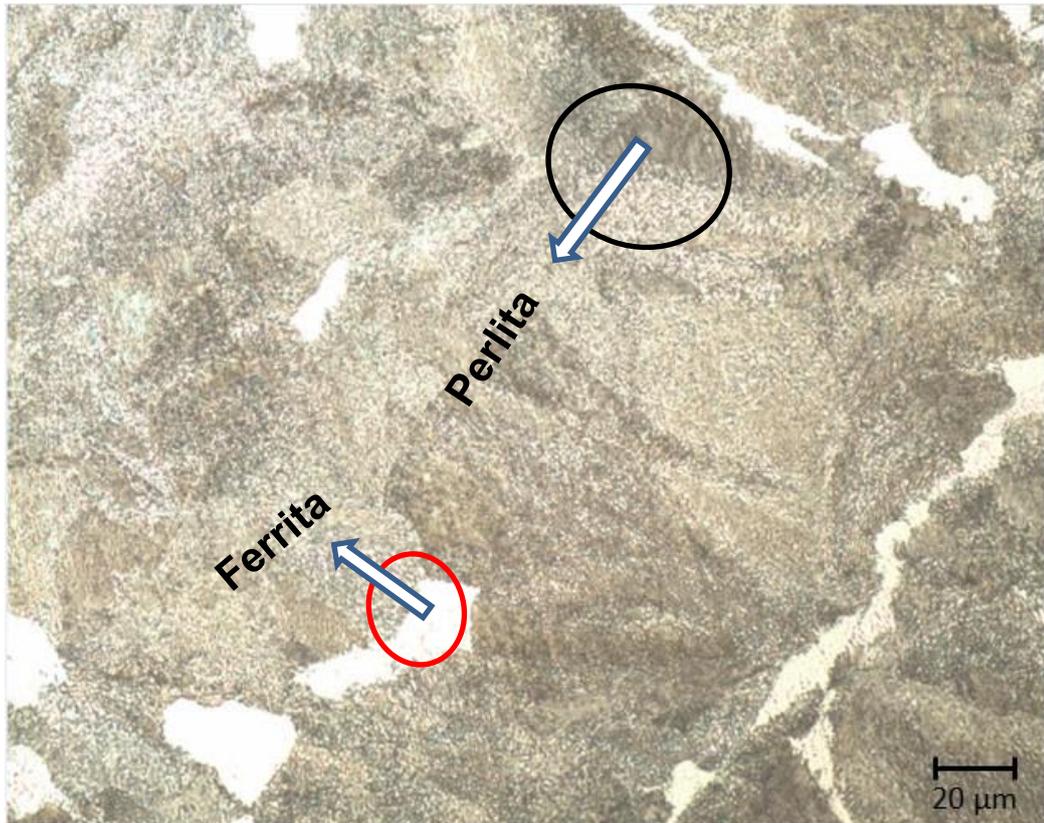


Figura 78-Microestrutura do aço AISI 4140 conforme recebido. Aumento de 500X.

Observa-se na micrografia a presença das fases ferrita e perlita no aço conforme recebido. O aço AISI 4140 é chamado de hipoeutetóide, ou seja, apresenta teores de carbono abaixo de 0,77%, tendo como microestrutura final a ferrita (ferrita pro eutetóide) e a perlita obtidas a partir de um resfriamento lento, comprovado pelos resultados da análise metalográfica mostrado nas figuras 77 e 78. A microestrutura apresentada pelo aço conforme recebido é consequência de um tratamento térmico de normalização, pois o mesmo foi aquecido até sua completa austenitização e resfriado lentamente no ar.

A perlita conjuga uma matriz dúctil (ferrita) e um reforço aliado de alta dureza (cementita). Embora não seja uma estrutura caracterizada por elevada tenacidade à fratura (em função da presença da cementita), tem elevada dureza, resistência ao desgaste e à fadiga e tenacidade à fratura bastante razoáveis. Já a ferrita é caracterizada por uma dureza bastante baixa (Colpaert, 2008).

Para os CPs de raio maior, raio menor e eletroerosão os resultados das micrografias são apresentados nas figuras 79,80 e 81 respectivamente.

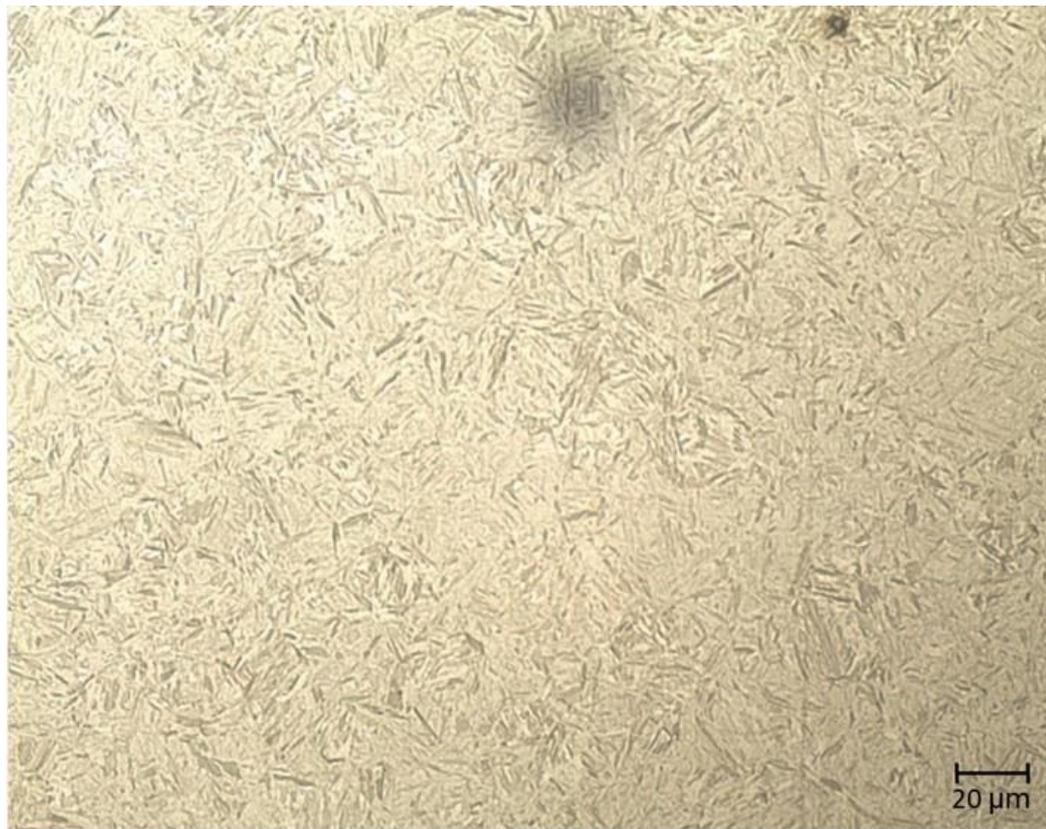


Figura 79-Microestrutura do aço AISI 4140 de raio maior temperado e revenido. Aumento de 500X.

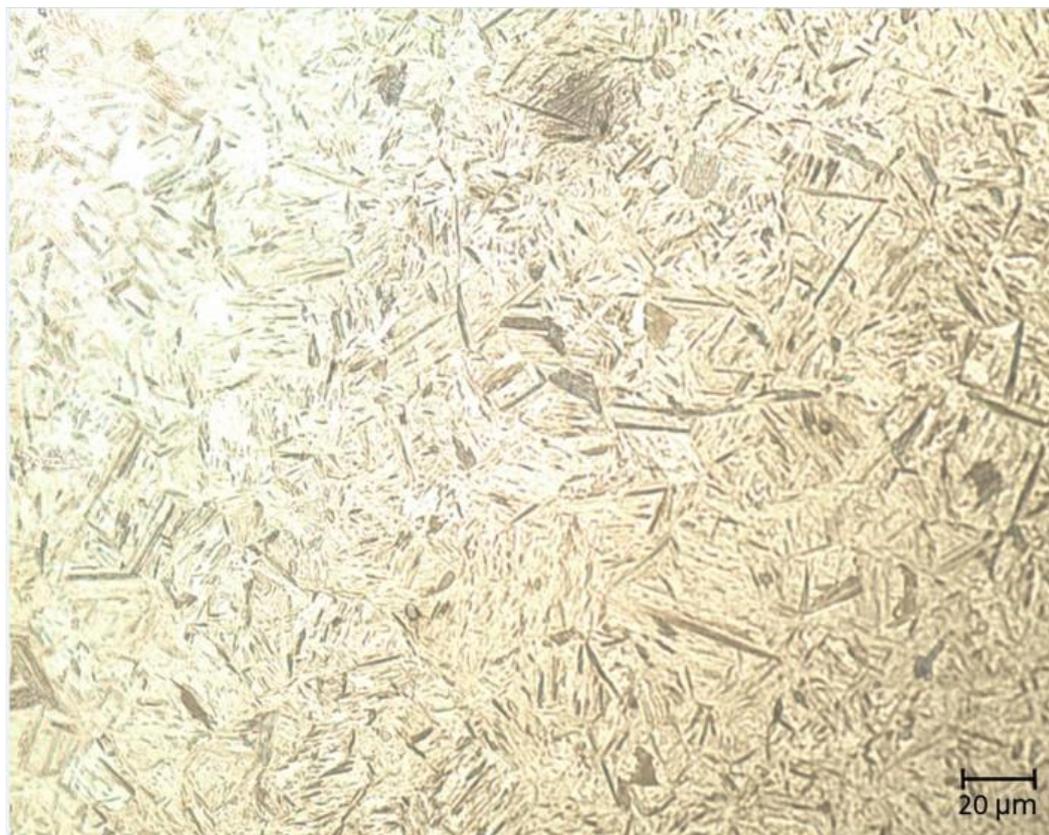


Figura 80-Microestrutura do aço AISI 4140 de raio menor temperado e revenido. Aumento de 500X.



Figura 81-Microestrutura do aço AISI 4140 de eletroerosão temperado e revenido. Aumento de 500X.

As microestruturas obtidas para cada amostra são semelhantes, constituídas basicamente da martensita revenida.

Todas as micrografias das amostras temperadas e revenidas mostraram a presença da martensita revenida, sendo a fase desejável após a têmpera e o revenimento, o que confere o aumento de dureza, porém com certa tenacidade. Devido ao fornecimento de energia para difusão (revenimento), o carbono sairá da supersaturação precipitando-se como carboneto. Essa precipitação conduz à diminuição da dureza excessiva do processo de têmpera e, por consequência, a um aumento de tenacidade, além de um alívio de tensões internas geradas no processo de têmpera (Costa e Mei, 2010).

A morfologia da martensita é afetada principalmente pelo teor de carbono. Aços mais usuais para a construção mecânica (com até cerca de 0,6% de C) apresentam martensita em pacote de “ripas” (*laths*), enquanto que em aços mais ricos em carbono (e ligas Fe-Ni) apresentam martensita em placas (*plates*) (Colpaert, 2008).

A morfologia martensítica apresentada nos corpos de prova de todos os lotes foi encontrada em forma de “ripas”, influenciada conforme mencionado pelo teor de carbono, sendo que o aço AISI 4140 apresenta um teor de carbono na faixa de 0,38-0,43%C.

A partir dos resultados da análise metalográfica, pode ser constatado que as condições de tratamento térmico realizadas foram bem feitas, pois foi obtida a fase martensítica, o que era esperado após os tratamentos térmicos realizados para o aço AISI 4140. Mesmo que em determinadas medições o valor da dureza tenha sido um pouco menor do que o esperado, pode-se afirmar que os resultados dos tratamentos térmicos para cada lote foi bem sucedido, pois além do aumento de dureza considerável comparada ao material conforme recebido, formou-se uma microestrutura martensítica nas amostras analisadas.

A determinação da quantidade de martensita revenida não foi realizada, pois não era o foco dessa pesquisa.

4.7 Resultados de K_t pela análise do Método de Elementos Finitos (MEF)

Inicialmente, os valores de K_{tg} e K_{tn} obtidos via o MEF através da discretização do domínio da real geometria dos corpos de prova de eletroerosão foram comparados com os resultados obtidos pelo uso das funções “curve fitting”, gerados a partir dos trabalhos realizados por Carvalho, (2018).

A partir do modelamento realizado pelo MEF, foram geradas as tensões máximas próximas à ponta do entalhe que foram usadas para o cálculo de K_{tn} e K_{tg} para três amostras de eletroerosão. Já para o uso das funções “*curve fitting*”, a razão H/d para os corpos de prova foi igual a 2 e a razão ρ/d se encontra na faixa de $0.0050 \leq \rho/d \leq 0.0600$, sendo d o tamanho da seção resistente.

As tabelas 16 e 17 apresentam os resultados comparativos de K_{tn} e K_{tg} respectivamente.

Tabela 16-Comparação entre os valores de K_{tn} para as amostras de eletroerosão.

| Corpo de prova | K_{tn} -MEF | K_{tn} -MEF (Curve Fitting) | Erro (%) |
|----------------|---------------|-------------------------------|----------|
| 1 | 7,06 | 6,86 | 2,83 |
| 2 | 7,01 | 6,80 | 2,99 |
| 3 | 7,02 | 6,86 | 2,27 |

Tabela 17-Comparação entre os valores de K_{tg} para as amostras de eletroerosão.

| Corpo de prova | K_{tg} -MEF | K_{tg} -MEF (Curve Fitting) | Erro (%) |
|----------------|---------------|-------------------------------|----------|
| 1 | 29,16 | 27,31 | 6,34 |
| 2 | 29,78 | 27,09 | 9,03 |
| 3 | 29,28 | 27,31 | 7,06 |

Os valores de K_{tn} e K_{tg} calculados pelas funções que representam um processo de “curve fitting” gerados pelo MEF são bem próximos aos valores obtidos pelo MEF sem geração de “curve fitting”. Sendo assim, o uso das funções que representam o processo “curve fitting” apresentou uma boa margem de segurança para serem usadas para o cálculo do concentrador de tensão, seja o K_{tg} ou K_{tn} . Além disso, Carvalho, (2018) realizou um estudo de caso para uma viga simples contendo entalhe comparando com a referência clássica no assunto, Peterson. (Pilkey, 1997). A partir desse estudo foi possível obter resultados de K_{tn} via MEF com o uso das funções “curve fitting” com erro abaixo de 1%, indicando um conjunto de parâmetros (elementos, condições de contorno, malha, refinamento, critério de convergência, etc...) aceitáveis.

4.7.1 Comparação dos resultados do K_{tg} médio de cada lote

Os valores de K_{tg} de cada corpo de prova estão apresentados no Apêndice C.

A tabela 18 apresenta os resultados dos valores médios de K_{tg} para cada lote, o desvio padrão e o coeficiente de variação.

Tabela 18-Resultados do K_{tg} médio para cada lote.

| Lote | K_{tg} | Desvio padrão | Coefficiente de variação (%) |
|--------------|----------|---------------|------------------------------|
| Raio maior | 12,11 | 0,47 | 3,91 |
| Raio menor | 18,48 | 1,31 | 7,09 |
| Eletroerosão | 27,3 | 0,12 | 0,47 |

Os valores apresentados na tabela 18 mostram que o lote das amostras de eletroerosão foi o que teve o maior valor médio de K_{tg} , resultado já esperado, devido ao menor valor de raio do entalhe que esse lote apresentou.

Observa-se que o valor de K_{tg} mais do que dobra quando comparado aos lotes de eletroerosão e de raio maior, comprovando a grande influência que o raio exerce nos valores dos concentradores de tensão, conforme já observado no modelo de Inglis.

4.8 Análise do campo de tensão e deformação pelo método dos elementos finitos (MEF)

Foi realizada a simulação por MEF considerando o caso mais crítico de raio do entalhe, ou seja, a amostra de eletroerosão. Foi separado o corpo de prova 5 para essa análise.

Sendo a peça simétrica, as figuras 82 e 83 representam a análise do campo de tensão em uma região do corpo de prova próxima à vizinhança do entalhe.

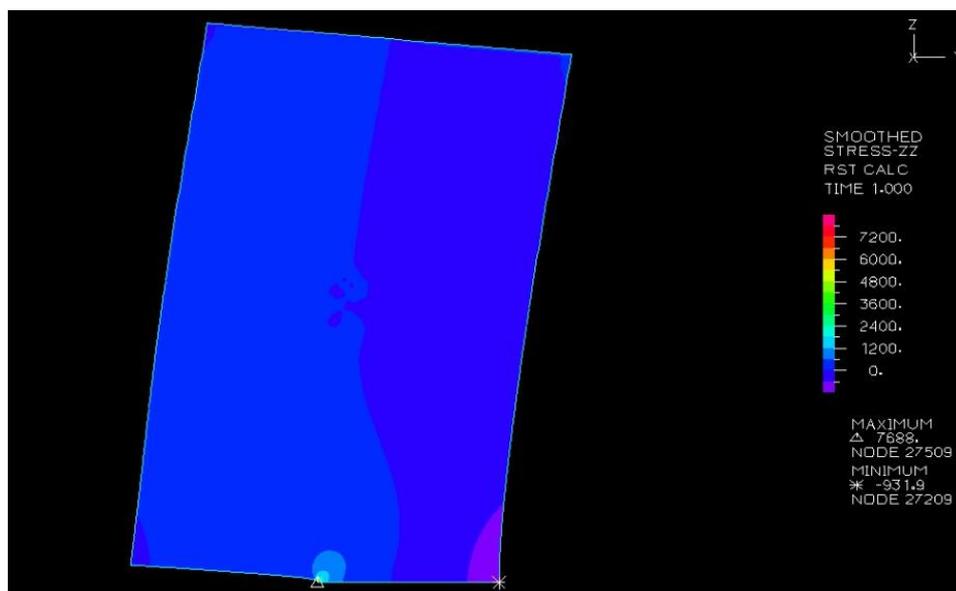


Figura 82-Campo de tensão nas vizinhanças do entalhe da amostra de eletroerosão (Carvalho, 2018).



Figura 83-Campo de tensão nas vizinhanças do entalhe da amostra de eletroerosão (Carvalho, 2018).

O campo de tensão vai aumentando à medida que vai se aproximando da ponta do entalhe, o que já era esperado. Sendo a região crítica e, a partir das equações do campo de tensão desenvolvidas por Irwin, à medida que vai se aproximando da região crítica (ponta do entalhe) a tensão vai aumentando.

Todo o modelamento do campo de tensão por análise de elementos finitos realizados com variações de raio do entalhe a partir de trabalho de Carvalho, (2018) foi de extrema importância para esse trabalho, pois a partir do modelamento do campo de tensão foi possível gerar as funções “*curve fitting*” utilizadas para os cálculos dos concentradores de tensão utilizados nesta pesquisa, já mencionadas na seção anterior.

A partir da análise da deformação por MEF foi possível comparar com a deformação máxima experimental do corpo de prova 5, pois no mesmo foi inserido strain gage, sendo possível registrar sua deformação.

A tabela 19 apresenta os valores da deformação experimental e da deformação por MEF.

Tabela 19-Comparação entre a deformação experimental e a deformação obtida por MEF para o corpo de prova 5 de eletroerosão.

| Deformação experimental ($\mu\epsilon$) | Deformação MEF ($\mu\epsilon$) | Erro% |
|---|----------------------------------|-------|
| 4963 | 4525 | 8,8 |

Observa-se pelos resultados mostrados na tabela 19 que foi apresentado um erro de 8,8%, quando comparado ao resultado experimental, contudo sendo

simulado o pior caso, já que o raio da amostra é muito pequeno tornando o modelamento numérico mais crítico e se tratando de uma ferramenta numérica com soluções aproximadas, o valor obtido pelo MEF da deformação foi coerente, reforçando assim que as condições em que foi realizada a modelagem foram satisfatórias.

4.9 Resultados dos ensaios das amostras com strain gage (SG)

De forma a avaliar o comportamento dos corpos de prova na presença dos diferentes raios de entalhe durante os ensaios, foram colados os SG. Os resultados estão apresentados na forma de gráfico Tensão (INSTRON) x Deformação (SG) para uma amostra de cada lote.

4.9.1 Amostra de raio maior

A figura 84 apresenta o comportamento do CP#2 de raio maior durante o ensaio de flexão.

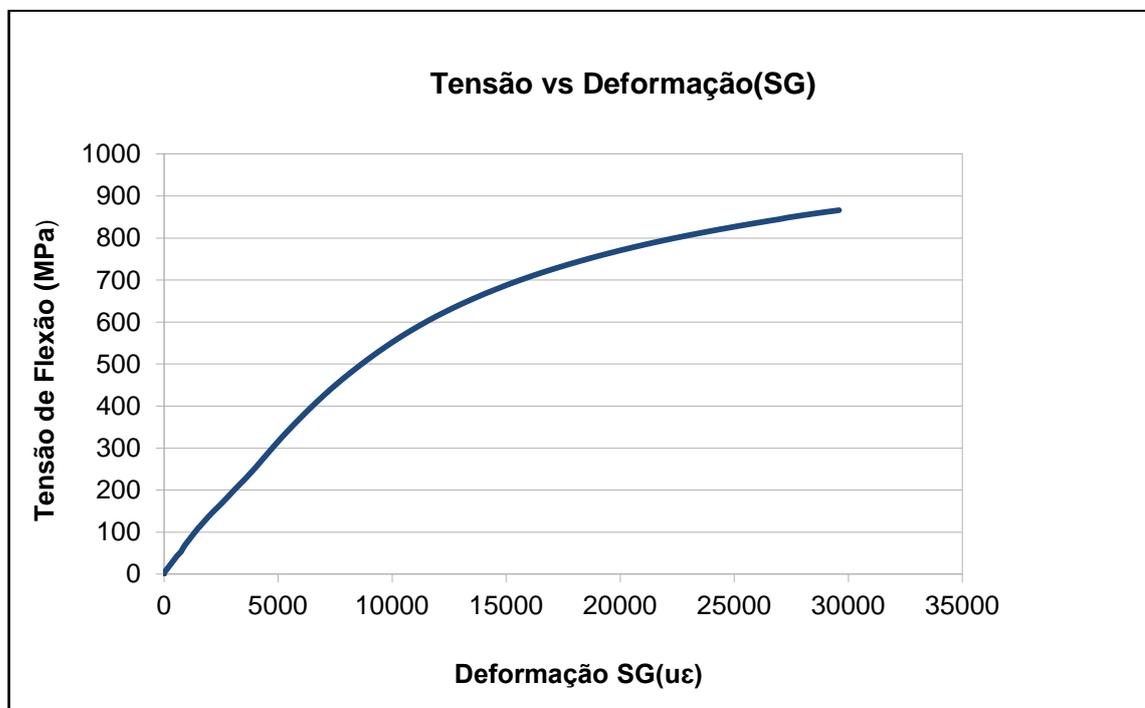


Figura 84-Curva tensão x deformação obtida do ensaio com SG para o corpo de prova 2 de raio maior.

A partir da análise do gráfico na figura 84, é observado que o corpo de prova apresentou um comportamento não linear considerável. Pode ser constatado que o desvio da linearidade ocorreu bem no início do ensaio a uma baixa deformação. Essa baixa linearidade está relacionada com o próprio material em estudo. O aço AISI 4140 não apresentou um comportamento frágil, mesmo nas condições de tratamento térmicos já mencionados e, principalmente, pelo tamanho do raio do entalhe, cujo valor foi alto gerando um baixo concentrador de tensão. Observa-se também que o corpo de prova teve uma deformação considerável em consequência da formação de uma região plástica grande antes da fratura.

4.9.2 Amostra de raio menor

A figura 85 mostra o comportamento em flexão para o CP#5 de raio menor.

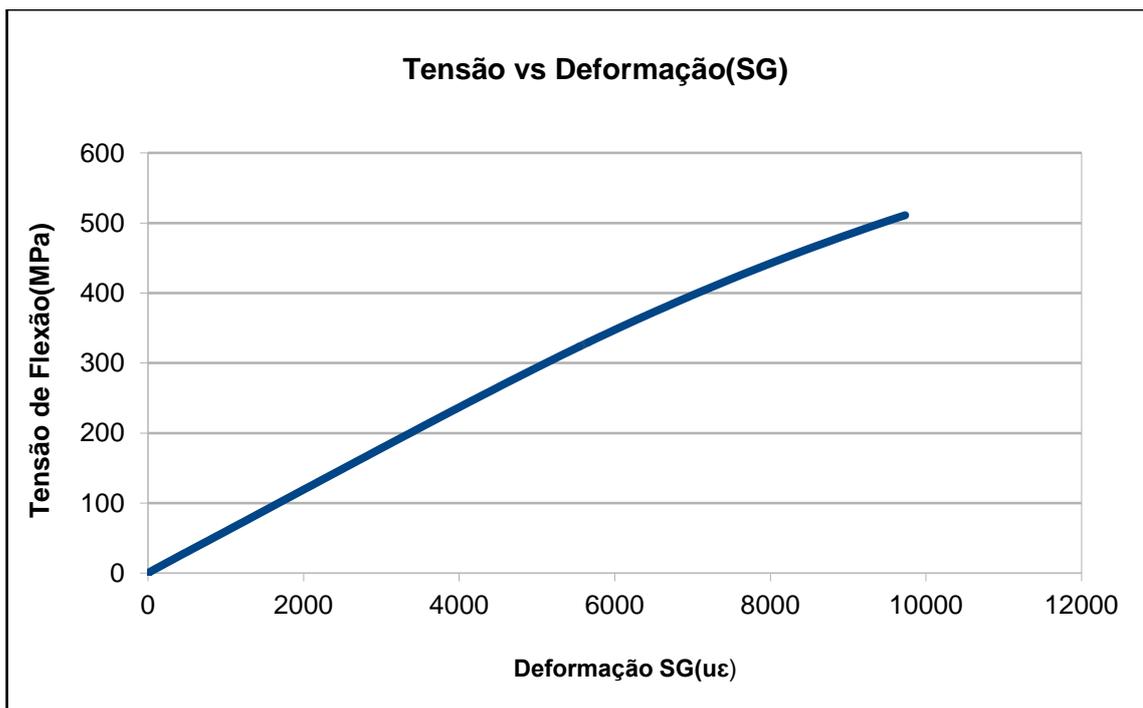


Figura 85-Curva tensão x deformação obtida do ensaio com SG para o corpo de prova 5 de raio menor.

Para a amostra de raio menor foi verificado um comportamento mais linear comparado à amostra de raio maior, mesmo assim observa-se, à medida que a

deformação cresce, a perda da linearidade em consequência da formação de uma região plástica antes da ruptura.

Observa-se também um rompimento a uma tensão de fratura menor, comparada ao corpo de prova de raio maior, o que se deve ao fato da presença de um concentrador de tensão mais alto devido a um menor valor de raio do entalhe. Mesmo com um valor de raio mais baixo, o valor não foi suficiente para que a natureza do entalhe fosse similar a uma trinca.

4.9.3 Amostra de eletroerosão

Por último foi analisado o comportamento para o CP#5 de eletroerosão mostrado na figura 86.

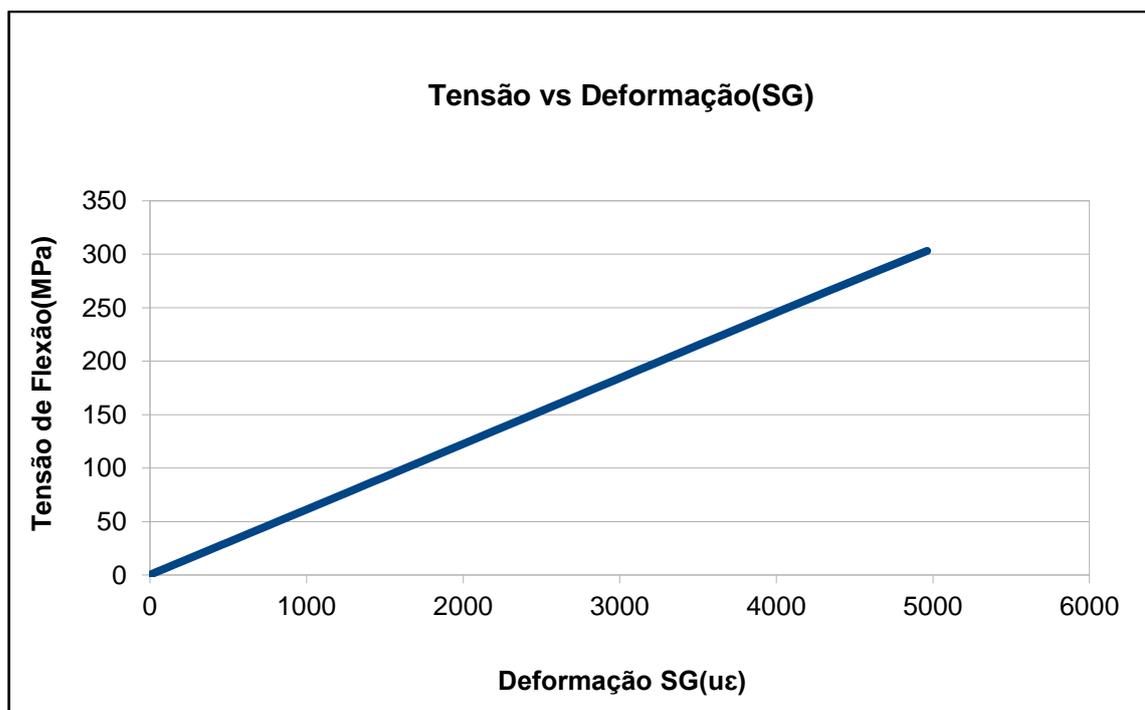


Figura 86-Curva tensão x deformação obtida do ensaio com SG para o corpo de prova 5 de eletroerosão.

O corpo de prova de eletroerosão apresentou um comportamento linear até sua fratura. Observa-se no gráfico uma região linear bem definida, não havendo presença de uma região plástica. A diferença nesse comportamento para cada amostra estudada está relacionada com o concentrador de tensão. Para os corpos de prova de eletroerosão foi apresentado um alto valor de K_{Tg} devido a um

baixíssimo valor de raio do entalhe, fazendo com que a natureza do entalhe fosse similar a uma trinca, o que também influenciou os mesmos a se romperem a uma tensão de fratura menor comparada às amostras de raio menor e raio maior.

4.9.4 Comparação das curvas tensão x deformação das amostras com strain gage (SG)

A figura 87 apresenta a comparação das curvas tensão x deformação das três amostras analisadas.

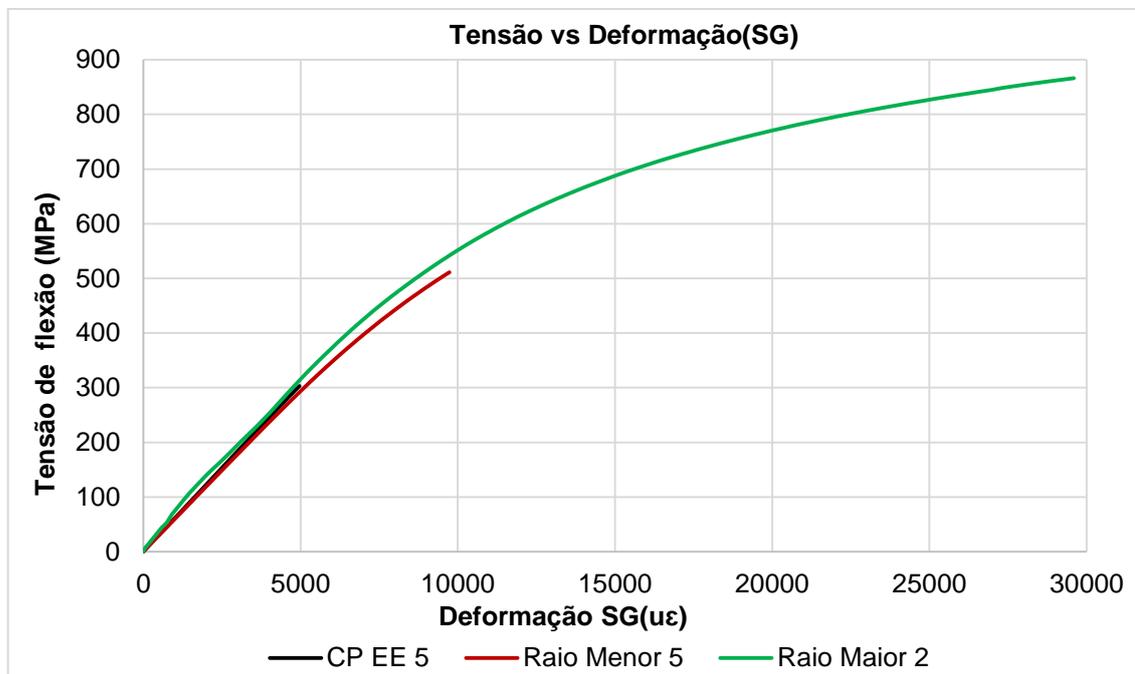


Figura 87-Comparação das curvas tensão x deformação dos corpos de prova com SG.

Comparando as curvas tensão vs deformação dos corpos de prova de raio maior vs eletroerosão, observa-se claramente que a amostra raio maior perde a sua linearidade antes de fraturar, isso indica a formação de uma região plástica antes da ruptura. No caso da amostra de eletroerosão, a natureza do entalhe é similar a uma trinca e isso é evidenciado pela linearidade na curva de carregamento, indicando o comportamento linear elástico da fratura.

Observando as curvas tensão vs deformação dos corpos de prova de raio menor vs eletroerosão, as curvas praticamente se sobrepõem no início do

carregamento, contudo à medida que a deformação vai aumentando, a amostra de raio menor vai perdendo a linearidade devido à formação de uma região plástica antes da fratura.

Os resultados dos ensaios com strain gage foram de extrema importância, pois permitiram avaliar o comportamento tensão x deformação das amostras entalhadas. Verificou-se que o corpo de prova de eletroerosão foi o único que apresentou um comportamento linear até se romper. Além disso, devido a esse comportamento linear, os resultados de K_{IC} a partir da aplicação do critério de Gómez et al foram os que apresentaram melhores resultados.

O conceito de Gómez só se aplica ao caso de eletroerosão, não aos outros entalhes (raio maior e raio menor), onde houve o escoamento, sendo evidenciado pelo estudo da macrografia que será mostrado neste capítulo.

4.10 Avaliação da tenacidade à fratura

Nas tabelas 20,21 e 22 são apresentados para os CPs de raio maior, raio menor e eletroerosão os valores calculados da tenacidade à fratura para entalhe não singular (K_{UC}) e a tenacidade à fratura para entalhe singular (K_{IC}) conforme o critério de Gómez et al (2006). Além dos valores da tenacidade também são mostrados os resultados dos carregamentos obtidos nos ensaios de flexão para todos os CPs de cada lote.

4.10.1 Tenacidade à fratura dos corpos de prova de raio maior

Para os CPs de raio maior, os resultados da carga máxima de ensaio e das tenacidades são apresentados na tabela 20.

Tabela 20-Resultados da tenacidade à fratura das amostras de raio maior.

| CP | Carga Máx. P(N) | K_{UC} (Mpa \sqrt{m}) | K_{IC} (Mpa \sqrt{m}) |
|------------------------|--------------------|-------------------------------|-------------------------------|
| 1 | 91137,19 | 284,97 | 280,19 |
| 2 | 98348,63 | 282,45 | 277,10 |
| 3 | 89679,16 | 275,95 | 270,23 |
| 4 | 91633,88 | 269,18 | 264,52 |
| 5 | 71455,28 | 215,64 | 209,30 |
| Média | 88450,83 | 265,63 | 260,27 |
| Desvio Padrão | 10070,65 | 28,61 | 29,13 |
| Coef.de Variação(%) | 11,38 | 10,77 | 11,19 |

Os resultados da tenacidade à fratura (K_{IC}) corrigida pelo critério de Gómez apresentaram um coeficiente de variação de 11,19% apresentando uma baixa dispersão. Essa variação está principalmente relacionada com os valores da carga de ensaio, em específico para o CP#5 que apresentou um resultado mais dispersivo em relação a média.

Mesmo com a baixa dispersão observada no lote de raio maior, os resultados de K_{IC} apresentaram valores muito elevados, devido principalmente aos altos valores do raio do entalhe das amostras, gerando um comportamento não linear com a presença de uma região de escoamento verificado no gráfico da figura 84. Devido à presença de uma região não linear, caracterizada por uma deformação plástica considerável, o critério de Gómez não apresenta bons resultados já que sua formulação é embasada em materiais que apresentam um comportamento frágil, ou seja, sem a presença de uma região de escoamento.

4.10.2 Tenacidade à fratura dos corpos de prova de raio menor

Os resultados das tenacidades à fratura e da carga máxima de ensaio são mostrados na tabela 21.

Tabela 21-Resultados da tenacidade à fratura das amostras de raio menor.

| CP | Carga Máx. P(N) | K_{UC} (Mpa \sqrt{m}) | K_{IC} (Mpa \sqrt{m}) |
|---------------------|--------------------|-------------------------------|-------------------------------|
| 1 | 66819,03 | 181,85 | 179,02 |
| 2 | 66517,70 | 183,69 | 180,61 |
| 3 | 65863,50 | 175,79 | 172,07 |
| 4 | 68626,14 | 188,64 | 185,44 |
| 5 | 58913,1 | 158,43 | 155,64 |
| Média | 65347,89 | 177,68 | 174,55 |
| Desvio Padrão | 3740,05 | 11,70 | 11,60 |
| Coef.de Variação | 5,72% | 6,58% | 6,65% |

Observam-se na tabela 21 que os valores de K_{IC} tiveram baixa dispersão estatística, apresentando um coeficiente de variação de 6,65% o que já era esperado devido à baixa dispersão estatística que os outros parâmetros tiveram, tais como a carga de ensaio, a tensão nominal Gross (σ_{Gross}) e o K_{tg} .

Mesmo apresentando uma baixa dispersão, os valores encontrados de K_{IC} para o lote das amostras de raio menor foram altos, o que pode ser concluído que os valores dos raios dos entalhes não foram pequenos o suficiente para gerar um comportamento completamente linear, o que foi confirmado na análise do gráfico tensão x deformação mostrado na figura 85.

4.10.3 Tenacidade à fratura dos corpos de prova de eletroerosão

Para os CPs de eletroerosão os resultados das tenacidades à fratura e da carga máxima de ensaio são apresentados na tabela 22.

Tabela 22-Resultados da tenacidade à fratura das amostras de eletroerosão.

| CP | Carga Máx. P(N) | K_{UC} (Mpa√m) | K_{IC} (Mpa√m) |
|------------------------|--------------------|---------------------|---------------------|
| 1 | 29312,04 | 81,22 | 78,18 |
| 2 | 32610,95 | 89,42 | 86,66 |
| 3 | 28274,25 | 77,46 | 74,27 |
| 4 | 35667,88 | 98,44 | 95,94 |
| 5 | 34404,25 | 93,70 | 91,07 |
| Média | 32053,87 | 88,04 | 85,22 |
| Desvio Padrão | 3189,78 | 8,66 | 8,95 |
| Coef.de Variação(%) | 9,95 | 9,84 | 10,50 |

O último lote a ser analisado foi o das amostras de eletroerosão, apresentando também uma baixa dispersão estatística sendo já esperado devido a todos os parâmetros que envolvem o cálculo de K_{IC} terem tido uma baixa dispersão. Além disso, os valores de K_{IC} foram menores comparados aos outros lotes, apresentando valores mais coerentes perto do que se encontra em determinadas literaturas, fato que será discutido ainda neste capítulo. Conforme já mencionado, pela análise do gráfico da figura 86, um comportamento linear elástico da amostra até sua ruptura, o que em consequência desse fato a aplicação do critério de Gómez teve um maior êxito ao ser comparado aos outros lotes que tiveram escoamento.

4.10.4 Comparação da tenacidade à fratura de cada lote

A tabela 23 apresenta os valores médios de K_{IC} , o desvio padrão e o coeficiente de variação para cada lote.

Tabela 23-Resultados da tenacidade à fratura média de cada lote.

| Lote | K_{IC} (Mpa√m) | Desvio padrão (Mpa√m) | Coeficiente de variação (%) |
|--------------|---------------------|--------------------------|--------------------------------|
| Raio maior | 260,27 | 29,13 | 11,19 |
| Raio menor | 174,55 | 11,6 | 6,65 |
| Eletroerosão | 85,22 | 8,95 | 10,50 |

Como já previsto, os valores de K_{IC} para o lote de eletroerosão foram menores e mais coerentes. Observa-se uma grande disparidade de K_{IC} entre os lotes de raio extremo (raio maior e eletroerosão), em que o lote de eletroerosão apresentou um valor médio três vezes menor comparado ao K_{IC} do lote de maior raio. Essa diferença pode ser justificada pela natureza do entalhe, sendo que no lote de eletroerosão o entalhe teve uma natureza similar a uma trinca que foi evidenciada pelo comportamento linear da amostra até a fratura. Já os outros entalhes não apresentaram esse mesmo comportamento.

4.10.5 Comparação da tenacidade à fratura do lote de eletroerosão com valores de K_{IC} da literatura.

Os resultados de K_{IC} do lote de eletroerosão foram os que apresentaram resultados mais satisfatórios com a aplicação do critério de Gómez, sendo assim será realizada uma comparação de K_{IC} desse lote com valores da literatura.

Valores da literatura segundo Keough, (1998) para o aço AISI 4140 temperado e revenido indicam uma tenacidade à fratura variando entre 43,8 a 89,12Mpa \sqrt{m} apresentando um desvio padrão em torno de 13,14 Mpa \sqrt{m} . A tabela 24 mostra o maior valor de tenacidade à fratura apresentado pela literatura citada e o valor de K_{IC} médio do lote de eletroerosão.

Tabela 24-Comparação dos valores da tenacidade à fratura da literatura com o lote de eletroerosão.

| K_{IC} -Literatura (Mpa \sqrt{m}) | K_{IC} -Eletroerosão (Mpa \sqrt{m}) | Erro (%) |
|---|---|----------|
| 89,12 | 85,22 | 4,37 |

Conforme mostrado na tabela 24, o lote de eletroerosão foi o único que apresentou valores de K_{IC} para o aço AISI 4140 temperado e revenido dentro da faixa de valores da literatura. Lembrando que a medida experimental da tenacidade à fratura apresentada por Keough é dispersiva, mesmo dentro dessa disparidade o valor médio de K_{IC} para o lote de eletroerosão apresentou um valor coerente e dentro da faixa citada com um baixo erro de 4,37%.

O resultado de K_{IC} do lote de eletroerosão mostrou que os conceitos do critério de Gómez et al que é o próprio critério da tensão média, mesmo sendo

embasado para materiais frágeis como os cerâmicos, demonstrou uma boa aproximação para o aço AISI 4140 entalhado por eletroerosão a fio. Essa boa aproximação está relacionada com a natureza do entalhe sendo similar a uma trinca.

4.11 Análise fractográfica e macroscópica das superfícies de fratura

Foram analisadas as fraturas em cada lote das amostras, sendo analisada a superfície de fratura de um corpo de prova para cada lote.

4.11.1 Amostra do ensaio de tração

A figura 88 mostra o resultado do aspecto microscópico da superfície do CP# 2 após o ensaio de tração.

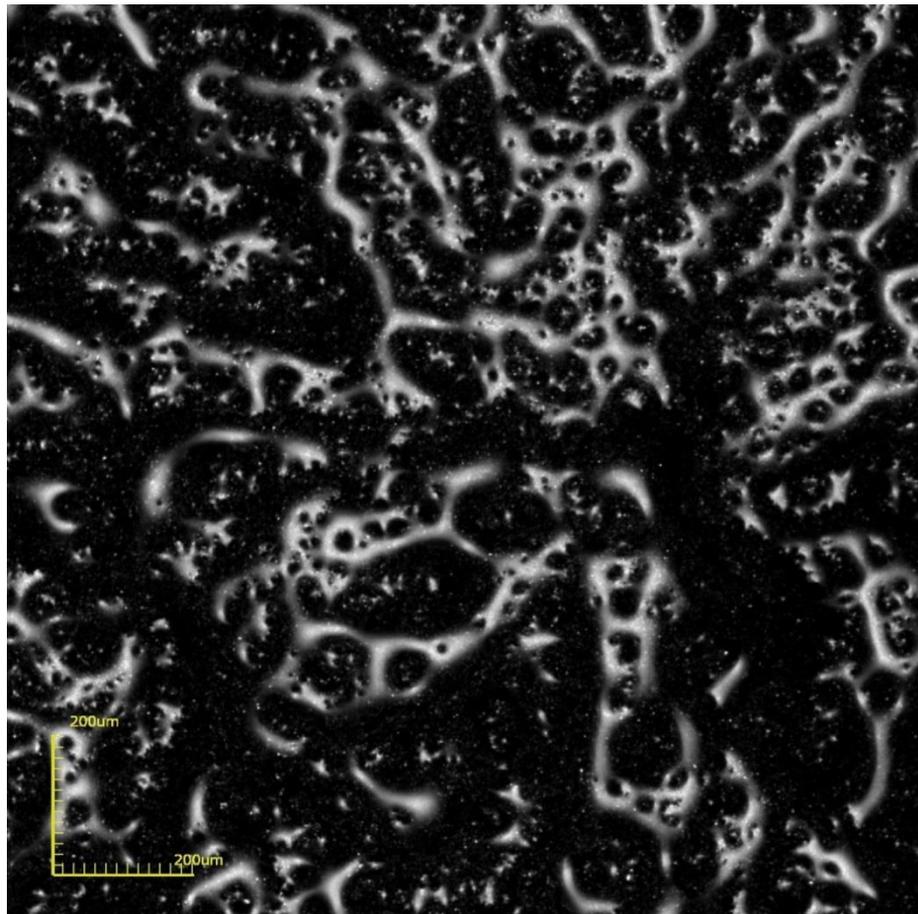


Figura 88-Aspecto microscópico da superfície de fratura do corpo de prova de tração, em aumento de 216 X.

O aço estrutural geralmente apresenta uma quantidade relativamente grande de deformação plástica antes da fratura, exibindo uma característica de fratura dúctil, no entanto o estado de tensão tem uma forte influência na ductilidade do aço estrutural (Li et al,2016).

A fratura dúctil no aço é um processo de várias etapas resultando na nucleação, no crescimento e na coalescência de microvazios em um material plasticamente deformado (Khandelwal; Tawil, 2014).

Na figura 88, observa-se a formação de microvazios e de microcavidades esféricas, que são características de uma fratura dúctil resultante de carga de tração uniaxial.

Cada microcavidade consiste em uma metade de um microvazio que se formou e que então se separou durante o processo de fratura. As microcavidades se formam sobre a borda de cisalhamento a 45° da fratura do tipo taça ou cone (Callister, 2008). Essas microcavidades são alongadas ou terão um formato de “C” conforme pôde ser observado na figura 88.

A figura 89 apresenta o aspecto macroscópico da superfície de fratura da amostra após o ensaio de tração. Percebe-se a formação de uma região central fibrosa sobre bordas de cisalhamento, o que é característica de uma fratura dúctil devido à grande deformação plástica que o aço foi submetido.

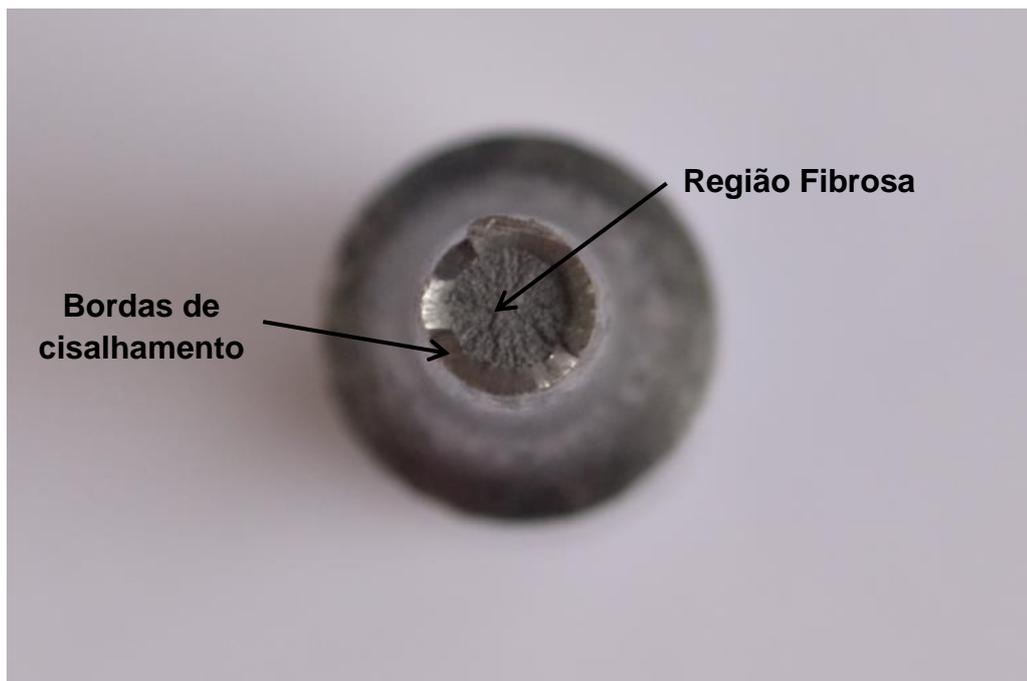


Figura 89-Aspecto macroscópico da superfície de fratura do corpo de prova de tração.

4.11.2 Amostra de raio maior

Para o lote de raio maior, foi separado o CP#2 para análise da superfície de fratura.

A figura 90 apresenta o resultado do aspecto microscópico da superfície de fratura em 3D.

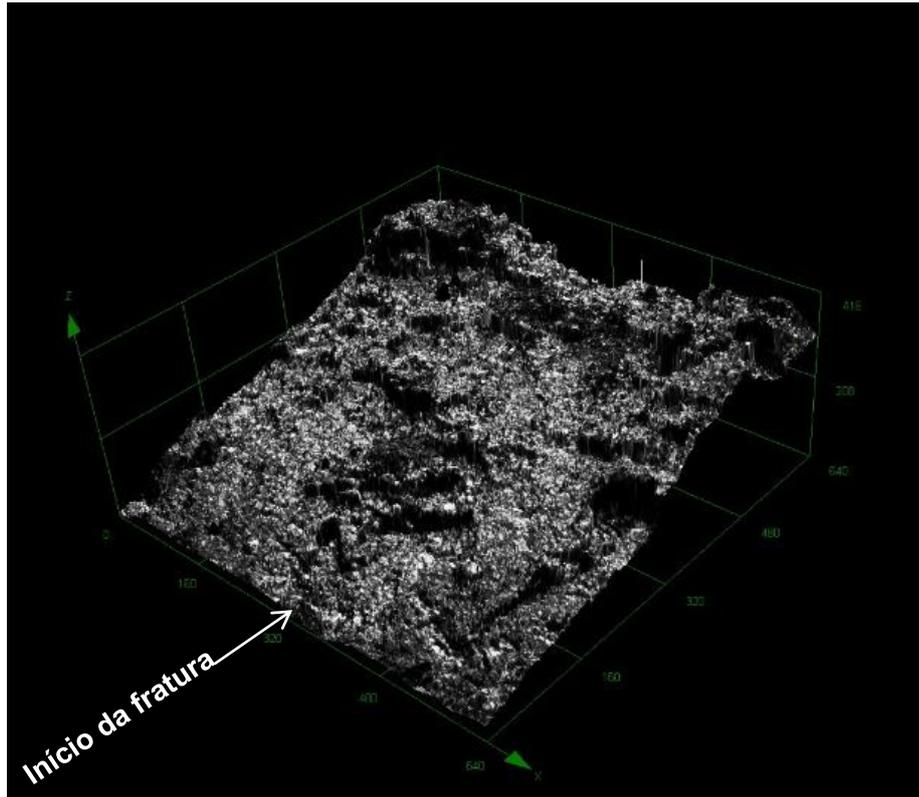


Figura 90-Aspecto microscópico da superfície de fratura do CP de raio maior em 3D. Aumento de 430X.

Observa-se uma superfície não plana após a fratura, o que é característica de uma fratura dúctil, além disso, conforme foi constatado na análise do comportamento tensão x deformação para esse tipo de amostra, ocorreu uma alta deformação plástica até sua fratura.

A figura 91 apresenta o aspecto macroscópico da superfície de fratura.



Figura 91-Aspecto macroscópico da superfície de fratura para o corpo de prova de raio maior.

Observa-se uma região acentuada dos lábios de cisalhamento caracterizada por uma deformação plástica alta, em consequência de um alto escoamento provocado pela tensão cisalhante máxima. Esse tamanho da região de cisalhamento será mostrado na próxima seção.

4.11.3 Amostra de raio menor

Para o lote de raio menor foi separado o CP #5 para as análises da superfície de fratura.

A figura 92 mostra o resultado do aspecto microscópico da superfície de fratura em 3D.

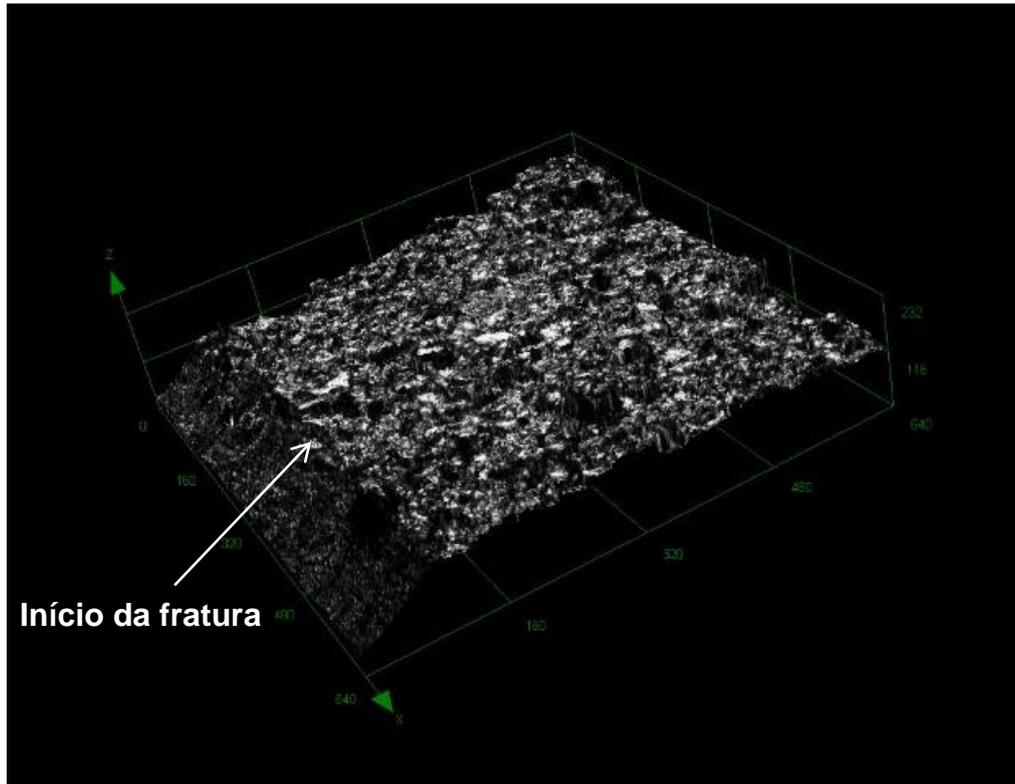


Figura 92-Aspecto microscópico da superfície de fratura do corpo de prova de raio menor em 3D. Aumento de 430X.

A partir da análise da figura 92, observa-se que a superfície de fratura não é plana, mostrando que houve uma deformação plástica considerável. Contudo, ao se comparar com a superfície de raio maior, observa-se uma diferença considerável nas características da superfície, ou seja, observa-se na figura 92 uma superfície menos inclinada comparada à figura 90, o que já era esperado devido às diferenças dos valores de raio do entalhe, o que influenciou no tamanho da região plástica das amostras.

A figura 93 mostra o aspecto macroscópico da superfície de fratura.

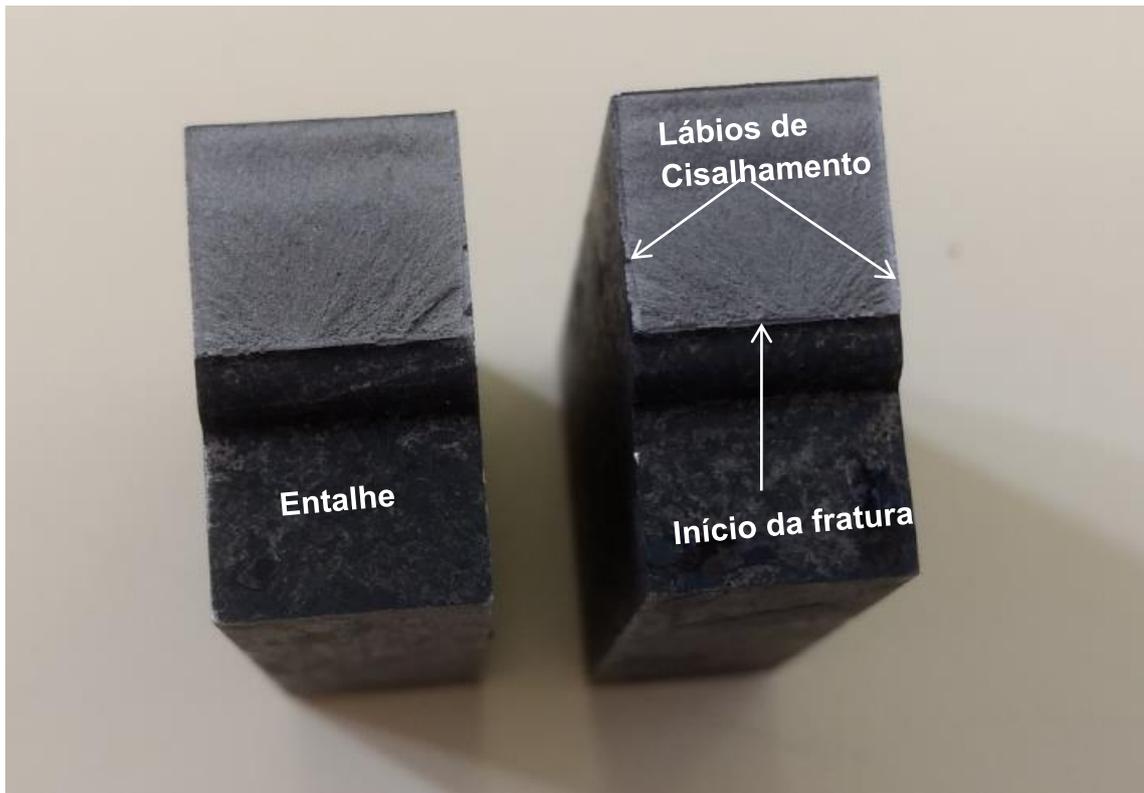


Figura 93-Aspecto macroscópico da superfície de fratura do corpo de prova de raio menor.

Observa-se uma região menos acentuada nos lábios de cisalhamento comparado ao corpo de prova de raio maior. Essa diferença do tamanho dessa região está relacionada com o grau de deformação plástica a que a amostra foi submetida, sendo um resultado esperado, pois na análise da curva tensão x deformação verificou-se uma região plástica menor comparada à amostra de raio maior.

4.11.4 Amostra de eletroerosão

Para as análises da superfície de fratura do lote de eletroerosão foi separado o CP #5.

Na figura 94 é mostrado o resultado do aspecto microscópico da superfície de fratura em 3D.

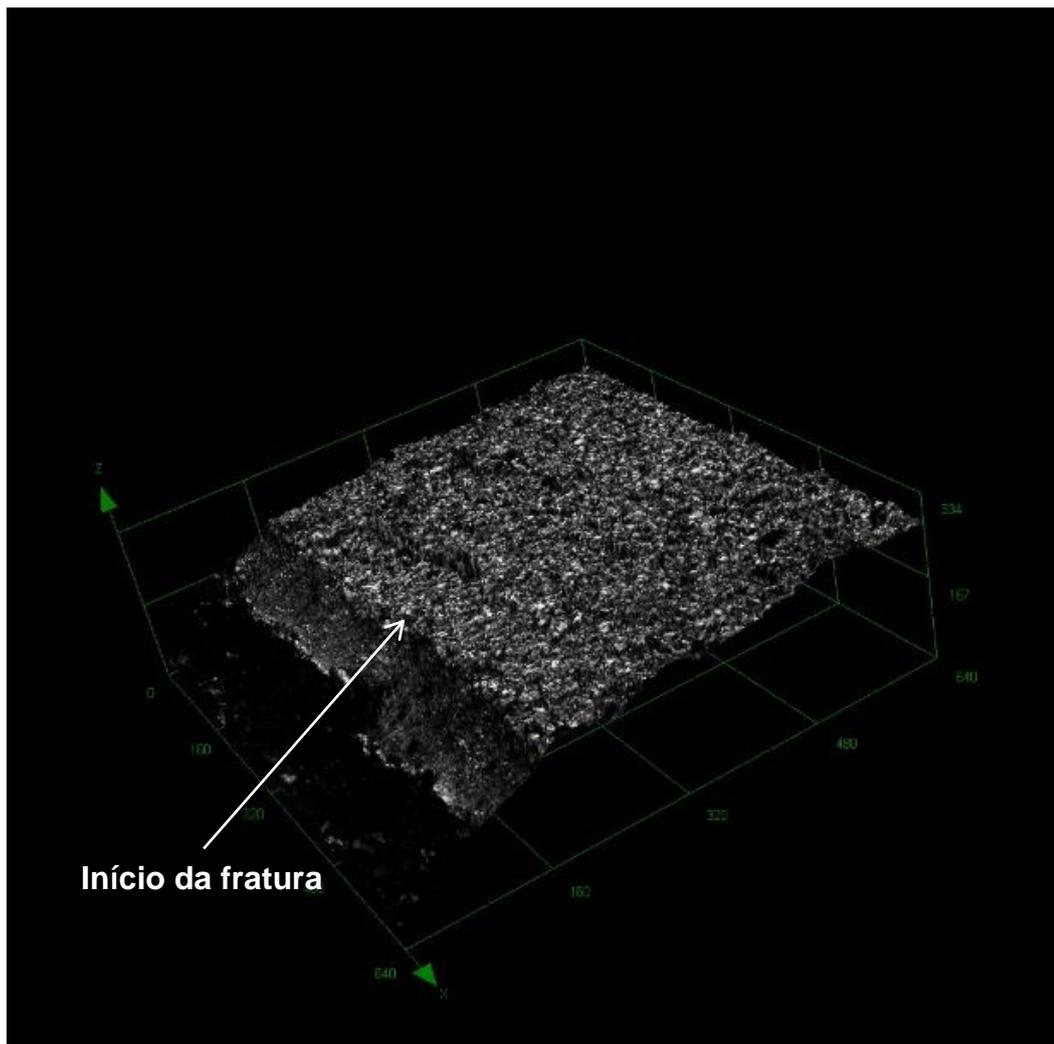


Figura 94-Aspecto microscópico da superfície de fratura do corpo de prova de eletroerosão em 3D. Aumento de 430X.

Constata-se uma superfície de fratura relativamente plana característica de uma fratura frágil. Fato que já era esperado devido à natureza do entalhe de eletroerosão ser similar a uma trinca.

A figura 95 mostra o aspecto macroscópico da superfície de fratura.

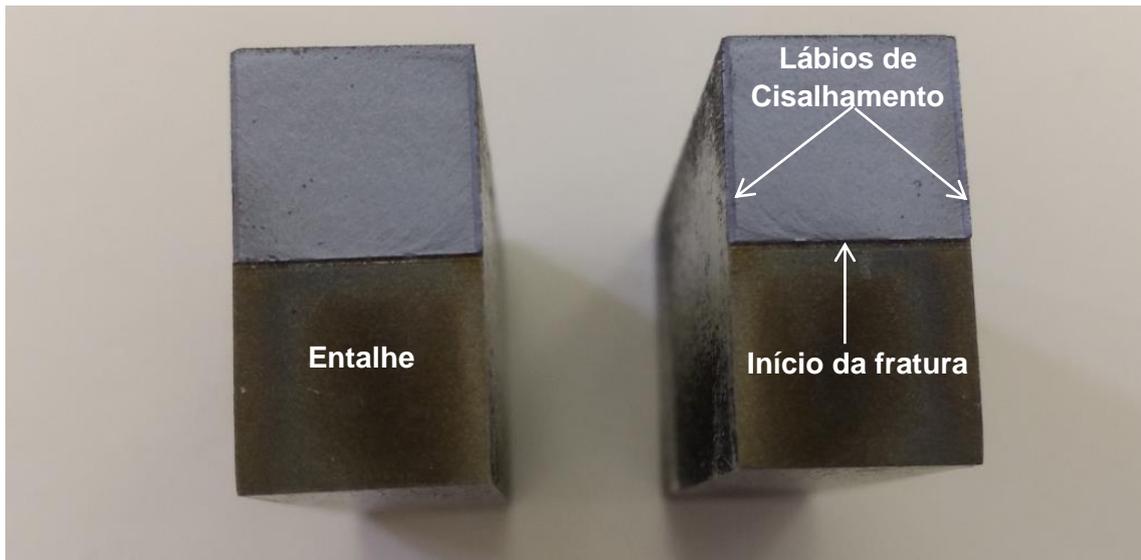


Figura 95-Aspecto macroscópico da superfície de fratura do corpo de prova de eletroerosão.

O resultado do aspecto macroscópico observado na figura 95 apresenta uma região de fratura menos fibrosa comparada às amostras de raio maior e raio menor, apresentando uma superfície mais lisa, que é característica de uma fratura frágil.

O tamanho da região de cisalhamento é menor comparado aos outros lotes, devido à ocorrência de uma deformação plástica insignificante, fato que pôde ser observado na curva tensão x deformação da figura 86, onde foi constatada uma região linear bem definida.

Para efeito de uma melhor compreensão do tamanho da região de cisalhamento formado, consequência das tensões máximas cisalhantes geradas foram realizadas comparações dos tamanhos dessas regiões entre os lotes de raio extremo (raio maior e eletroerosão).

4.12 Tamanho da região de cisalhamento

Para medição dos lábios de cisalhamento foram utilizados três amostras do lote de raio maior e o de eletroerosão onde foram realizadas sete medidas do tamanho da região.

4.12.1 Lote de raio maior

Os corpos de prova utilizados foram os CPs 1, 3 e 4.

Os resultados do tamanho de cada medição da região de cisalhamento para os CPs de raio maior (1,3 e 4) estão apresentados no Apêndice D.

A figura 96 apresenta a região de cisalhamento do CP#3 de raio maior.

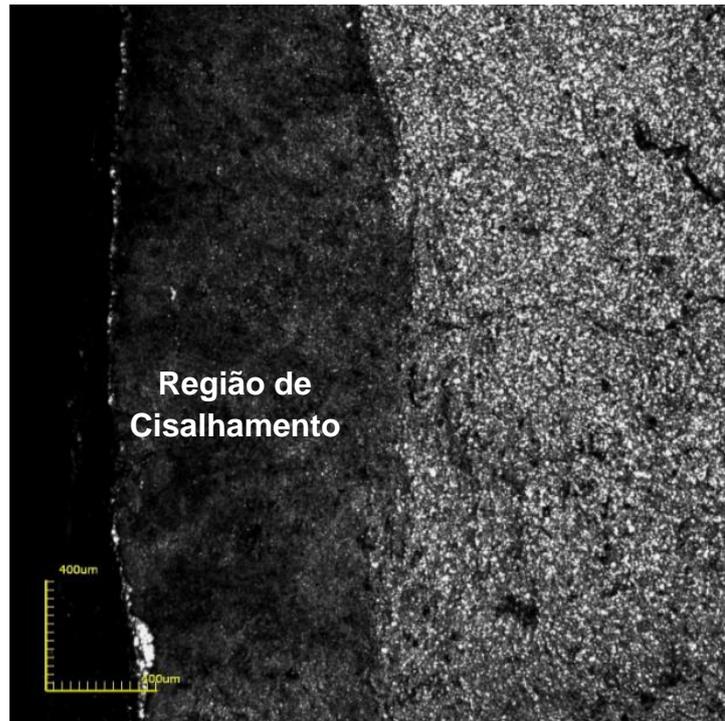


Figura 96-- Região de cisalhamento do corpo de prova 3 de raio maior.

A tabela 25 apresenta os valores médios para o tamanho da região de cisalhamento para cada amostra analisada e, conseqüentemente, do lote de raio maior.

Tabela 25-Resultado do valor médio do tamanho da região de cisalhamento para o lote de raio maior.

| Corpo de prova | Tamanho (µm) |
|----------------------|--------------|
| 1 | 797,94 |
| 3 | 972,65 |
| 4 | 923,21 |
| Média | 897,93 |
| Desvio Padrão (µm) | 90,05 |
| Coef. de Variação(%) | 10,02 |

O tamanho da região de cisalhamento para o lote de raio maior apresentou um coeficiente de variação de 10,02% e um tamanho médio de $897,93(\pm 90,05) \mu\text{m}$.

O tamanho médio da região de cisalhamento será comparado ao do lote de eletroerosão nessa seção.

4.12.2 Lote de eletroerosão

As amostras utilizadas foram os CPs 1, 2 e 4.

Os resultados do tamanho de cada medição da região de cisalhamento para os CPs de eletroerosão (1,2 e 4) estão apresentados no Apêndice D.

A figura 97 apresenta a região de cisalhamento do CP#4 de eletroerosão.

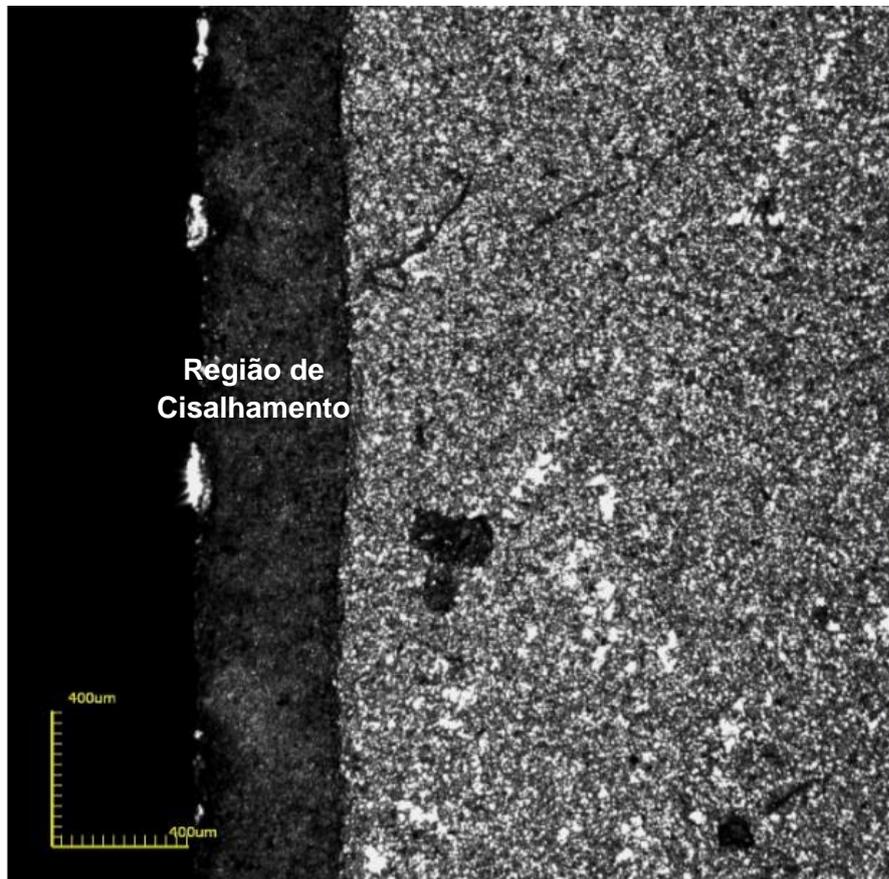


Figura 97-Região de cisalhamento do corpo de prova 4 de eletroerosão.

A tabela 26 apresenta os resultados do tamanho médio da região de cisalhamento para as amostras de eletroerosão citadas.

Tabela 26-Resultado do valor médio do tamanho da região de cisalhamento para o lote de eletroerosão.

| Corpo de prova | Tamanho (µm) |
|-----------------------|---------------------|
| 1 | 391,59 |
| 2 | 422,66 |
| 4 | 425,00 |
| Média | 413,08 |
| Desvio Padrão(µm) | 18,65 |
| Coef. de Variação(%) | 4,51 |

Os resultados mostrados na tabela 26 apresentaram um valor médio de $413,08(\pm 18,65)\mu\text{m}$ de tamanho da região de cisalhamento para o lote de eletroerosão. Esse valor se mostrou bem abaixo do valor médio do lote de raio maior, e essa questão será abordada na próxima seção.

4.12.3 Comparação do tamanho da região de cisalhamento dos lotes de eletroerosão e raio maior

Nessa seção foi comparado o tamanho da região de cisalhamento das amostras de raio extremo (raio maior e eletroerosão)

O tamanho da região de cisalhamento está relacionado com o grau de deformação plástica a que o material foi submetido. Na tabela 27 é apresentada a comparação das regiões de cisalhamento para os lotes analisados.

Tabela 27-Comparação do tamanho da região de cisalhamento para os lotes de raio extremo.

| Lote | Tamanho médio da região de cisalhamento (µm) | Percentual da região de cisalhamento |
|--------------|---|---|
| Raio Maior | 897,93 | 13% |
| Eletroerosão | 413,08 | 6% |

A variação da espessura influencia o grau de triaxialidade do material, formando assim a região dos lábios de cisalhamento, onde o crescimento da trinca próximo às superfícies livres forma um ângulo de 45° a partir da máxima tensão principal (Anderson, 2005).

Para materiais que se encontram em um estado plano de tensão (baixas espessuras) resultam em uma fratura de cisalhamento a 45°. Em espessuras maiores há uma mistura dos mecanismos de fratura por cisalhamento e por fratura plana, em que o mecanismo de fratura dominante irá depender do grau de triaxialidade. (Anderson, 2005).

O lábio de cisalhamento foi considerado como um recurso de macrodeformação formado na superfície de fratura, pois se acredita que ele tenha um grande efeito sobre a energia absorvida (Yamamoto et al, 2004). Além disso, os lábios de cisalhamento são um sinal característico da influência dos mecanismos de nível macro nos processos de deformação e falha do material(Sorochak et al,2016).

Em trabalhos de Shakhnazarov et al, (1979), foi obtido o tamanho da região de cisalhamento para determinados aços temperado e revenido, foi observada uma variação linear do tamanho da região de cisalhamento com o percentual fibroso da superfície de fratura, ou seja, quanto mais fibroso era a superfície de fratura, maior o tamanho da região de cisalhamento com um crescimento linear.

Em estudos de Sorochak et al (2016), verificou-se que para um determinado tipo de aço submetido a teste de baixas temperaturas praticamente não houve manifestações de deformação plástica e, conseqüentemente, a área da região dos lábios de cisalhamento foi insignificante.

Os resultados da tabela 27 mostram que o lote de raio maior apresentou aproximadamente o dobro do tamanho da região dos lábios de cisalhamento comparado ao lote de eletroerosão. A partir da análise macro realizada neste capítulo, pôde ser observado que a superfície de fratura dos corpos de prova de raio maior era mais fibrosa em relação aos outros lotes, característica de uma fratura dúctil, onde se teve um escoamento considerável até sua fratura. Diferentemente das amostras de eletroerosão que tiveram uma superfície de fratura mais lisa, o que é caracterizado por uma fratura frágil apresentando uma deformação plástica insignificante, tendo como mecanismo de fratura dominante a fratura plana e, por conseqüência, um menor tamanho da região de cisalhamento, conforme constatado nas medições.

4.13 Comparação das regiões de cisalhamento entre os aços AISI 4140 e AISI 4340 temperado e revenido

Nesta seção foi realizado um estudo comparativo do tamanho da região de cisalhamento entre os aços AISI 4140 e o AISI 4340, já que os mesmos são aços de baixa liga e apresentam uma composição química parecida. De acordo com ASM Handbook v.1, (1990) a composição química do aço AISI 4340 é fornecida na tabela 28.

Tabela 28-Composição química do aço AISI 4340. (ASM Handbook v.1,1990).

| AISI 4340 | %C | %Mn | %Si | %Cr | %Ni | %Mo |
|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|--------|-----------|
| | 0,38-0,43 | 0,60-0,80 | 0,20-0,35 | 0,70-0,90 | 1,65-2 | 0,20-0,30 |

A partir do trabalho realizado por Silva (2018) para o aço AISI 4340, realizou-se um estudo comparativo com o aço AISI 4140 das superfícies de fratura, em específico o tamanho da região de cisalhamento. Ambos foram tratados termicamente com os parâmetros de tratamento muito próximos e, mais importante, com a mesma geometria do entalhe. As amostras comparadas dos aços foram as entalhadas por eletroerosão a fio, pois além de apresentarem o mesmo valor do raio as condições geométricas eram similares.

As figuras 98 e 99 mostram a superfície de fratura dos aços AISI 4140 e AISI 4340 respectivamente.

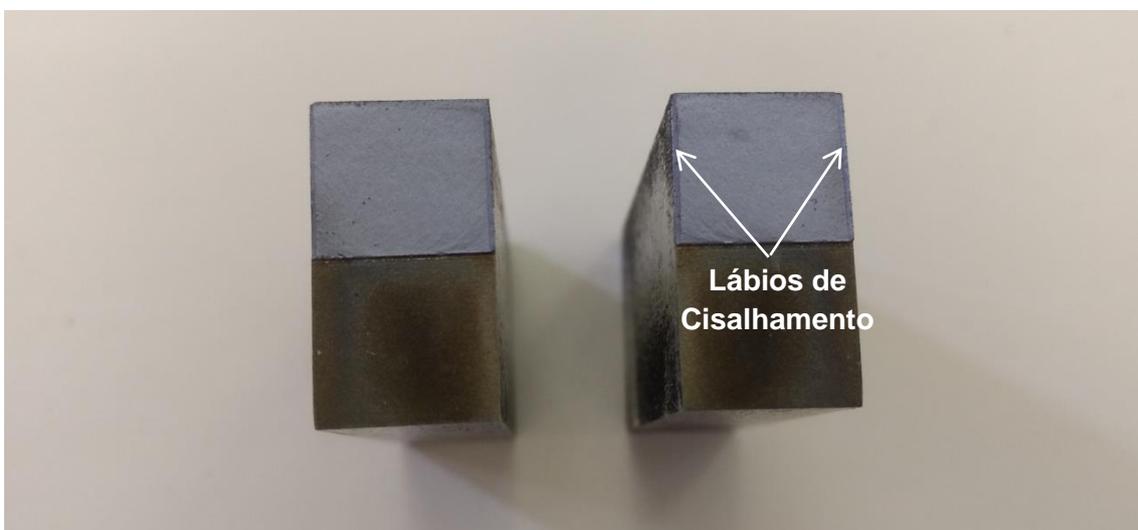


Figura 98-Superfície de fratura do aço AISI 4140.

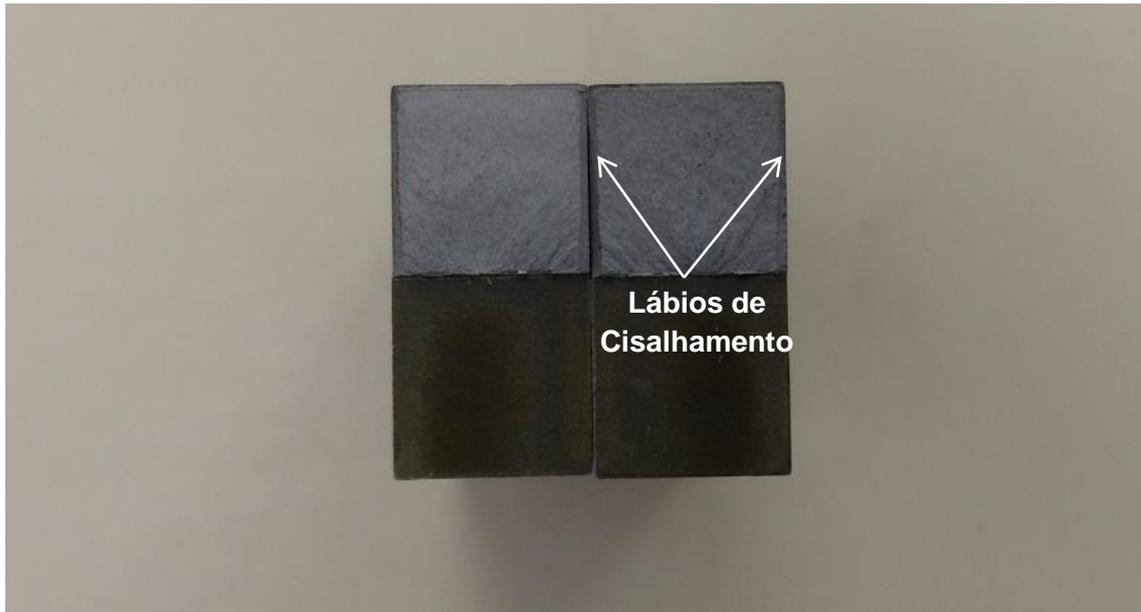


Figura 99-Superfície de fratura do aço AISI 4340.

Analisando em nível macroscópico, observa-se no aço AISI 4340 uma superfície de fratura mais fibrosa e com lábios de cisalhamento mais acentuados, o que mostra que o mesmo apresentou uma deformação plástica considerável e, por consequência, um mecanismo de fratura diferente do aço AISI 4140. Silva (2018) mostrou o comportamento tensão x deformação a partir do uso de strain gages para o aço AISI 4340 que está apresentado na figura 100.

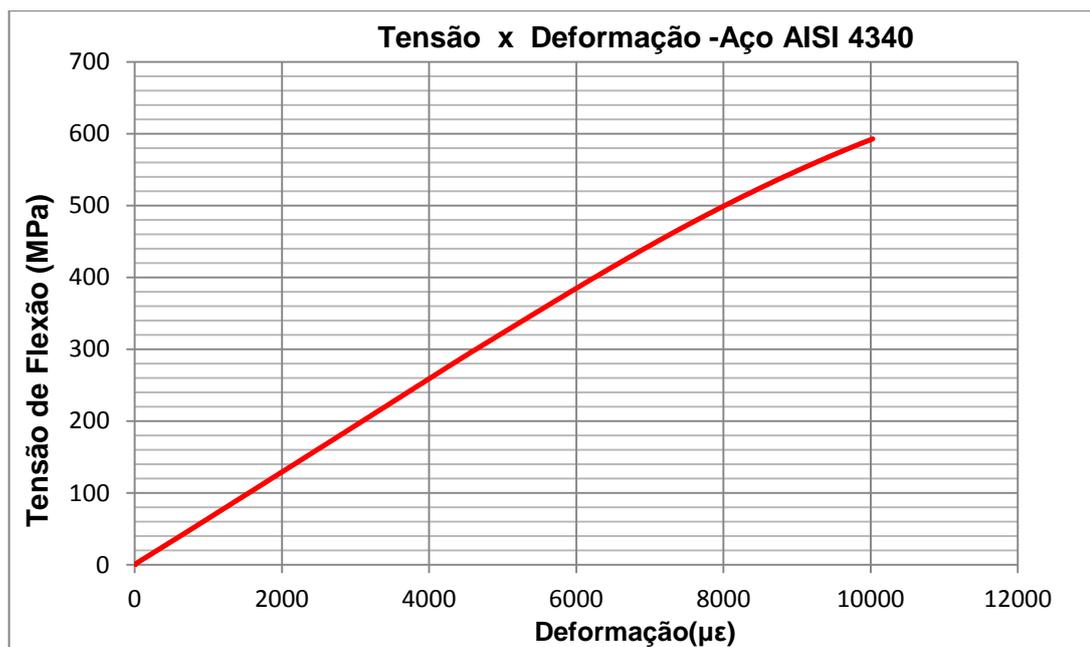


Figura 100-Comportamento tensão x deformação do aço 4340 entalhado por eletroerosão a fio (Silva, 2018).

Observa-se no gráfico da figura 100 que a linearidade vai diminuindo à medida em que a deformação aumenta, devido à formação de uma região plástica considerável.

A deformação máxima obtida foi de aproximadamente $10000\mu\epsilon$, praticamente o dobro da deformação do AISI 4140 que foi de $4963\mu\epsilon$. Tal fato mostra que para o aço AISI 4340 ocorreu uma maior absorção de energia até sua fratura, e por consequência a formação de uma região plástica considerável, já que conforme pôde ser observado no gráfico tensão vs deformação o aço não apresenta um comportamento linear até sua ruptura.

Para um maior detalhamento da superfície de fratura do aço AISI 4340, foi realizada uma análise do tamanho da região de cisalhamento. Os procedimentos de medição foram idênticos aos realizados para o aço AISI 4140.

A figura 101 apresenta a região de cisalhamento de uma amostra do aço AISI 4340.

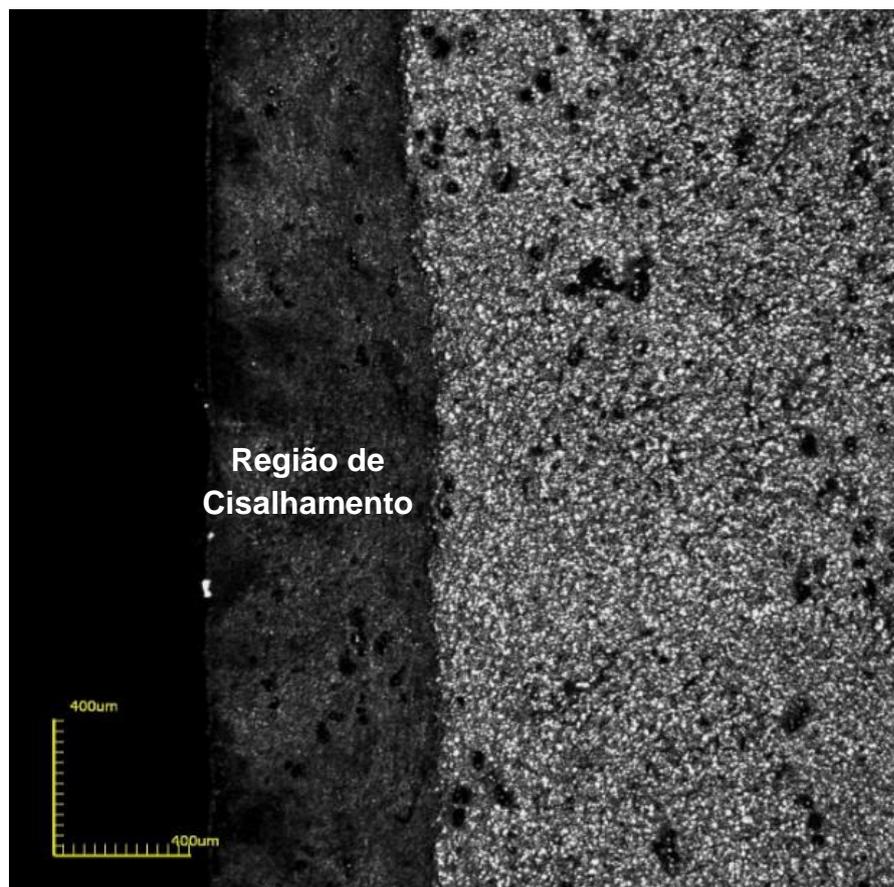


Figura 101-Região de cisalhamento do aço AISI 4340 entalhado por eletroerosão a fio.

As tabelas 29 e 30 apresentam o valor médio do tamanho da região de cisalhamento para o aço AISI 4340 e a comparação com o aço AISI 4140 respectivamente.

Tabela 29-Tamanho médio da região de cisalhamento do aço AISI 4340.

| Aço | Tamanho médio da região de cisalhamento (μm) | Percentual da região de cisalhamento |
|------------|---|---|
| AISI 4340 | 617,79 | 9,7% |

Tabela 30--Comparação das regiões de cisalhamento entre os aços AISI 4340 e AISI 4140.

| Aço | Tamanho médio da região de cisalhamento (μm) | Percentual da região de cisalhamento |
|------------|---|---|
| AISI 4340 | 617,79 | 9,7% |
| AISI 4140 | 413,08 | 6% |

A partir dos resultados mostrados na tabela 30, foi verificado que o aço AISI 4340 apresentou uma região de cisalhamento maior e por consequência um percentual mais elevado da mesma ao ser comparado com o aço AISI 4140. Essa diferença de tamanho foi devido ao grau de deformação plástica, ou seja, conforme verificado no gráfico tensão vs deformação da figura 100 para o aço AISI 4340 a região plástica é perceptível, devido à diminuição da linearidade que o gráfico vai apresentando com o aumento da deformação. Esse fato não se vê para o aço AISI 4140 que teve um comportamento linear até sua fratura, com uma deformação plástica insignificante conforme já mostrado neste capítulo.

A tabela 31 apresenta uma comparação de K_{IC} obtido pelo critério de Gómez para os dois aços (AISI 4140 e AISI 4340) nas mesmas condições de geometria do entalhe, realizado pelo mesmo processo de eletroerosão a fio. Os valores de K_{IC} do AISI 4340 foram obtidos a partir do trabalho de Silva, (2018).

Tabela 31-Comparação dos resultados de K_{IC} dos aços AISI 4140 e AISI 4340 obtidos pelo critério de Gómez nas mesmas condições de geometria de entalhe.

| Aço | K_{IC} (Mpa\sqrt{m}) | Desvio Padrão (Mpa\sqrt{m}) | Coefficiente de variação (%) |
|------------|---|---|---|
| AISI 4140 | 85,22 | 8,95 | 10,5 |
| AISI 4340 | 158,9 | 29,6 | 18,6 |

Nota-se que, para os parâmetros de tratamento térmicos bem parecidos e, principalmente, para as mesmas condições de geometria do entalhe, foi observado um comportamento da fratura diferente para ambos os aços. Sendo que, para o aço AISI 4140, obteve-se uma fratura integralmente frágil com o mecanismo de fratura plana dominante, onde o mesmo não foi observado para o aço AISI 4340 conforme demonstrado por Silva, (2018). Com isso, pode-se concluir que, para a mesma geometria do entalhe introduzidos em aços de baixa liga com composições químicas semelhantes, o mesmo entalhe pode se comportar como trinca (AISI 4140) ou não (AISI 4340). Sendo assim, o K_{IC} calculado pelo critério de Gómez apresentou resultados mais coerentes para o aço AISI 4140, já que o critério foi originalmente proposto para materiais que apresentavam um comportamento frágil.

5 CAPÍTULO 5- CONCLUSÕES

Pelos resultados obtidos conclui-se que, para o aço AISI 4140:

- a) O uso do MEF para cálculo de K_{tg} apresentou resultados bem próximos para as amostras do mesmo lote, diferenciando-se entre os corpos de prova de lotes diferentes devido aos valores distintos de raio do entalhe, sendo o lote das amostras entalhadas por eletroerosão com os maiores valores de K_{tg} com um valor médio de 27,30 ($\pm 0,12$) e as amostras de raio maior com os menores valores de K_{tg} com um valor médio de 12,11 ($\pm 0,47$) consolidando dessa maneira a eficiência do MEF para o cálculo de concentradores de tensão para esta pesquisa;
- b) O uso de Strain gages (SG) forneceu informações importantes em relação ao comportamento tensão de flexão vs deformação que as amostras tiveram durante o ensaio. A partir das análises dos gráficos, foi observado que a amostra entalhada por eletroerosão apresentou um comportamento linear até sua fratura, diferentemente das amostras dos outros lotes;
- c) Os valores de K_{IC} corrigidos a partir do uso do CTM (Critério da média tensão) para o lote das amostras de raio maior apresentaram o valor médio de 260,27 ($\pm 29,13$) $\text{Mpa}\sqrt{\text{m}}$ e para o lote de raio menor o valor médio foi de 174,25 ($\pm 11,60$) $\text{Mpa}\sqrt{\text{m}}$. Esses valores foram bem dispersivos comparados à literatura, o que mostra que o uso do critério da média tensão para materiais que não apresentam um comportamento linear até sua ruptura não se torna aplicável indicando a necessidade da presença da trinca de fadiga para o cálculo de K_{IC} ;
- d) Para as amostras entalhadas por eletroerosão a fio, os valores de K_{IC} obtidos pelo critério de Gómez et al apresentaram resultados bem menos dispersivos comparado aos outros dois lotes. Esses resultados apresentaram uma boa aproximação em relação aos dos valores de K_{IC} da literatura. Pelo comportamento linear da amostra de eletroerosão, o CTM teve uma melhor

aproximação dos resultados reais, devido ao entalhe em U inserido por eletroerosão ter um comportamento similar a uma trinca;

- e) Foi observado que para o aço AISI 4140 nas condições de têmpera e revenimento que o raio do entalhe influenciou no comportamento a fratura do aço. Pôde ser constatado que, para o entalhe inserido por eletroerosão, o mecanismo de fratura dominante foi frágil, apresentando uma deformação plástica insignificante. Em consequência desse fato o cálculo de K_{IC} realizado apresentou resultado coerente aos valores da literatura. Além disso, a análise realizada com o aço AISI 4340 nas mesmas condições de geometria do entalhe teve um comportamento da fratura diferente do aço AISI 4140, sendo que para o AISI 4340 foi apresentada uma deformação plástica significativa. Consequentemente, maior foi o tamanho das regiões de cisalhamento, apresentando assim um mecanismo de fratura diferente do AISI 4140, mesmo nas mesmas condições de geometria de entalhe e parâmetros de tratamentos térmicos similares.
- f) Por fim, concluiu-se nesta pesquisa que o uso do critério de Gómez et al (CTM) aplicado ao aço AISI 4140 só se torna interessante para valores de raio muito pequenos e, principalmente, se o mesmo apresentar um comportamento completamente linear até seu rompimento. Isso pode ser verificado pelo uso de SG, caso contrário, como verificado nos lotes que não tiveram uma total linearidade até seu rompimento, o CTM não se torna uma ferramenta interessante para o cálculo na tenacidade à fratura (K_{IC}), havendo assim a necessidade de investigar novas metodologias para a obtenção de K_{IC} , sem inserir a trinca de fadiga para entalhes com maiores raios.

6 CAPÍTULO 6 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A partir dos resultados obtidos, para a continuidade dessa pesquisa é sugerido pelo autor:

- I. Inserir entalhes por eletroerosão a fio, porém com valores de raio menores do que no presente trabalho e aplicar o critério da média tensão a fim de avaliar melhor a aplicação desse critério;
- II. Inserir trinca de fadiga e calcular o K_{IC} pela norma ASTM E 399 para o aço AISI 4140 nas mesmas condições de tratamento térmico utilizadas nessa pesquisa;
- III. Aplicação do método dos elementos finitos para definição da melhor região próxima ao entalhe para a cola do strain gage. A partir de valores de deformação medidos pelos sensores calcular o campo de tensão e posteriormente aplicar as equações de Irwin para o cálculo do intensificador de tensão;
- IV. Comparar os resultados de K_{IC} obtidos nesta tese com valores de J_{IC} (Tenacidade à Fratura elasto plástica) que podem ser obtidos experimentalmente.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

American Society for Testing and Materials (1997) Standard test method for linearelastic plane-strain fracture toughness K_{IC} of metallic materials: ASTM E399.

American Society for Testing and Materials (2015) Standard test method for measurement of fracture toughness:ASTM E1820.

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

ASM Handbook (1990) Properties and Selection Irons Steels and High Performance Alloys. ASM International, Vol.1 ed USA,2521 p. ASM Handbook (1991) Heat Treating.ASM International,Vol.4, ed. USA, 2173 p.

Associação Brasileira de Normas Técnicas (2000) Aços carbono e ligados para a construção mecânica – Designação e composição química ABNT NBR NM87, Rio de Janeiro, Brasil.

Ayatollahi M.R,Torabi A.R (2009) A criterion for brittle fracture in U-notched components under mixed mode loading. Engineering Fracture Mechanics 76: 1883–1896.

Aytekin, H.(2014) A study on the ASTM E1921 standard in determining the fracture toughness of ferritic steels. .Fatigue & Fracture of Engineering Materials&Structures,doi: 10.1111/ffe.12159.

Beek, J. C. P.; Silva, I. N. L Extensômetros de Resistência Elétrica (2008). Operação, Constituintes e Seleção. Mecatrônica Atual, <http://www.mecatronicaatual.com.br>.

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

Brusamarello, V. et. al (2004). Extensometria - Célula de Carga. Centro de Ciências Exatas e Tecnologia da UCS.

Callister, William D. (2008) *Ciência e engenharia de materiais: Uma introdução*. 7. ed. LTC, 705p.

Carpinteri, A; Cornetti, P. & Sapora, A.(2011) A Finite Fracture Mechanics approach to the asymptotic behaviour of U-notched structures. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials&Structures*, doi: 10.1111/j.1460-2695.

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

Casari, Alexandre (2013) *Tenacidade à fratura de matérias compósitas de fricção como requisito de projetos de componentes de frenagem para indústria automobilística*. Tese (Doutorado) Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais,pg 115.

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 Darcy Ribeiro - UENF, 115p.

Castro, J.T. P; Meggiolaro, M.A (2009) *Fadiga - Técnicas e Práticas de Dimensionamento Estrutural sob Cargas Reais de Serviço*. Volumes I e II; Scotts Valley: CreateSpace/Amazon.

Cendón, D. A.; Torabi A. R; & Elices,M. (2009) Fracture assessment of graphite V-notched and U-notched specimens by using the cohesive crack model. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, doi: 10.1111/ffe. 12264.

Chakraborty, Debaleena; Murthy ,K.S.R.K.; Chakraborty ,D (2016) Determination of K_I in orthotropic laminates with double ended cracks using a single strain gage technique. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 82, pp. 96–106.

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.

Cho, Young-Eun; Park, Eun-Jin; Koak, Jai-Young; Kim, Seong-Kyun; Heo, Seong-Joo; Park, Ji-Man (2014) Strain Gauge Analysis of Occlusal Forces on Implant Prostheses at Various Occlusal Heights. J Oral Maxillofac Implants, 29, 1034–1041. doi: 10.11607/jomi.3040.

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

Creager, M; Paris, PC (1967) Elastic field equations for blunt cracks with reference to stress corrosion cracking. Int J Frac Mech, 3, pp 247–252.

Dailly, J. W; Riley, W. F (1991). Experimental Stress Analysis. 3. ed. McGrawHill, 331p.

Dally, J.W; Sanford, R.J (1987) Strain-Gage Methods for Measuring the Opening-Mode Stress-Intensity Factor, K_I . University of Maryland, Department of Mechanical Engineering, College Park, MD 20742.

Duga, J.J (1983) The Economics Effects of Fracture in the United States, NBS Special Publication.

Erdogan F (2000) Fracture mechanics. International Journal of Solids and Structures, 37, pp. 171-183.

Fish, J; Belytschko, Ted (2009) Um primeiro curso em elementos finitos. 1 ed. LTC, 241p.

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. Int J Fract, vol 141, pp. 99–113.

Griffith, A.A. (1920) "The Phenomena of Rupture and Flow in Solids." Philosophical Transactions, Series A, Vol. 221, pp. 163–198.

Instituto de ESSS de educação, pesquisa e desenvolvimento (2017). Introdução à simulação estrutural utilizando o método dos elementos finitos. Parte 1.

Irwin, G.R (1957) “Analysis of Stresses and Strains near the End of a Crack Traversing a Plate.” *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 24, pp. 361–364.

Keough, J.R. (1998) *Ductile Iron Data for Design Engineers – Austempered Ductile Iron, Section IV*.

Khandelwal,Kapil; El- Tawil, Sherif (2014) A finite strain continuum damage model for simulating ductile fracture in steels. *Engineering Fracture Mechanics*, 116, pp. 172–189.

Komurlu, Eren ;Cihangir ,Ferdı; Kesimal ,Ayhan; Demir Serhat (2016) Effect of Adhesive Type on the Measurement of Modulus of Elasticity Using Electrical Resistance Strain Gauges. *Arab J Sci Eng*, 41, pp.433-441.

Krauss, George (1999) *Martensite in steel: strength and structure*. *Materials Science and Engineering*, pp. 40-57.

Lai, Wei Michael;Rubin, David; Krempl, Erhard.(1978) *Introduction to Continuum Mechanics*. Revised Edition in SI / Metric Units. Pergamon Press.

Li ,Wenchao; Liao ,Fangfang; Zhou,Tianhua ; Askes,Harm (2016) Ductile fracture of Q460 steel: Effects of stress triaxiality and Lode angle. *Journal of Constructional Steel Research*, 123, pp. 1–17.

Lv, Lifeng; Fu ,Liming; Ahmad, Sohail; Shan ,Aidang (2017) Effect of heavy warm rolling on microstructures and mechanical properties of AISI 4140 steel. *Materials Science & Engineering, A* 704, pp. 469–479.

Nowak-Coventry,M; Pisarski, H.;Moore ,P.(2015) The effect of fatigue pre-cracking forces on fracture toughness.*Fatigue & Fracture of Engineering Materials&Structures*, doi: 10.1111/ffe.12339.

Pilkey, W. D. (1997) *Peterson’s stress concentration factors*. 2. ed. [S.I.]: pub: Wiley & Sons New York, 522p.

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

Said,G (2006) Study on ASTM E399 and ASTM E1921 standards. Doi: 10.1111/j.1460-2695.

Sanij, M.H. Khani; Banadkouki, S.S. Ghasemi; Mashreghi, A.R., Moshrefifar, M. (2012) The effect of single and double quenching and tempering heat treatments on the microstructure and mechanical properties of AISI 4140 steel. *Materials and Design*, 42, pp. 339–346.

Sapora, Alberto; Cornetti, Pietro; Carpinteri, Alberto (2013) A finite fracture mechanics approach to V-notched elements subjected to mixed-mode loading. *Eng.Fract. Mech*, 97, pp.216-226.

Sapora,A; Firrao D (2016) 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*, doi: 10.1111/ffe.12555.

Sarangi ,H; Murthy,K.S.R.K; Chakraborty,D (2010) Radial locations of strain gages for accurate measurement of mode I stress intensity factor. *Materials and Design*, 31, pp. 2840–2850.

Shakhnazarov,Yu. V; Rybakov, A. B. & Kramarov ,M. A.(1979) Determining the fracture mode of different types of steel from the width of shear lips. *Bol' shevik Factory, Leningrad*,No. 4, pp. 37-38.

Silva,Ebenézer Marques Dias da (2018) Estudo da viabilidade do emprego de entalhes não singulares na determinação da tenacidade à fratura do aço AISI 4340. *Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) –Campos dos Goytacazes- RJ, Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro- UENF*, 158p.

Singh, A; Tang, L.; Dao, M., Lub, L. & Suresh, S.(2011) Fracture toughness and fatigue crack growth characteristics of nanotwinned copper. *Acta Materialia*, 59, pp 2437–2446

Sneddon, I.N (1946) "The Distribution of Stress in the Neighbourhood of a Crack in an Elastic Solid." Proceedings, Royal Society of London, Vol. A-187, pp. 229–260.

Sorochak, A. P; Maruschak, P. O; Yasniy, O. P.; Vuherer, T. & Panin, S. V (2016) Evaluation of dynamic fracture toughness parameters of locomotive axle steel by instrumented Charpy impact test. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, doi: 10.1111/ffe. 12510.

Souza, Sérgio Augusto de (2012) *Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos*. 5 ed. Blucher, 286p.

Swamy, S ; Srikanth, M. V; Murthy ,K. S. R. K. & Robi, P. S (2008) Determination of mode I stress intensity factors of complex configurations using strain gages. *Journal of Mechanics of Materials and Structures*, Vol 3, Nº7.

Tada, Hiroshi; Paris, Paul.C; Irwin, George R (2000) *The stress analysis of cracks Handbook* 3.ed ASME, New York, 696p.

Terra, Renato Vieira Alves (2013) *Avaliação da tenacidade à fratura real e do uso da teoria da distância crítica em materiais semi frágeis*. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciências dos Materiais)- Campos dos Goytacazes - RJ, Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro- UENF, 124p.

Torabi, A.R (2013). Sudden fracture from U-notches in fine-grained isostatic graphite under mixed mode I/II loading. *Int J Fract* ,181, pp. 309–316.

Vukelić, Goran; Brnić, Josip (2017) Marine Shaft Steels (AISI 4140 and AISI 5120) Predicted Fracture Toughness by FE Simulation. *Materials Science*, vol 23, No. 1.

Westergaard, H.M (1939) "Bearing Pressures and Cracks." *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 6, pp. 49–53.

Williams, M.L (1957) "On the Stress Distribution at the Base of a Stationary Crack." *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 24, pp. 109–114.

Yamamoto, Isamu; Mukaiyama, Tomohiko; Yamashita, Katsunori; Sun, Zhengming (2004) Effect of loading rate on absorbed energy and fracture surface deformation in a 6061-T651 aluminum alloy. *Engineering Fracture Mechanics*, 71, pp. 1255-1271.

Zehnder, A. T. (2008) *Lecture Notes of Fracture Mechanics*. Department of Theoretical and Applied Mechanics, Cornell University, Ithaca.

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

APÊNDICES

A—Dimensões dos CPs

Tabela A 1-Dimensões dos CPs de raio maior temperado e revenido.

| Corpo de prova | Altura (W) (mm) | Espessura(B) (mm) | Comprimento(L) (mm) | Entalhe (a _n) (mm) | Raio do entalhe (ρ) (mm) | Seção Resistente (W-a) (mm) |
|-----------------------------|-----------------|-------------------|---------------------|--------------------------------|--------------------------|-----------------------------|
| 1 | 24,35 | 13,34 | 108,93 | 12,34 | 0.902 | 12,01 |
| 2 | 24,91 | 13,73 | 109,51 | 12,37 | 1 | 12,54 |
| 3 | 24,57 | 13,55 | 108,66 | 12,65 | 1.045 | 11,92 |
| 4 | 24,87 | 13,48 | 109,74 | 12,55 | 0.832 | 12,32 |
| 5 | 24,57 | 13,20 | 109,41 | 12,21 | 0.9 | 12,36 |
| Média (mm) | 24,65 | 13,46 | 109,25 | 12,42 | 0,93 | 12,23 |
| Desvio Padrão (mm) | 0,23 | 0,20 | 0,44 | 0,17 | 0,08 | 0,25 |
| Coef. de variação(%) | 0,94 | 1,50 | 0,40 | 1,40 | 9,13 | 2,10 |

Tabela A 2-Dimensões dos CPs de raio menor temperado e revenido.

| Corpo de prova | Altura (W) (mm) | Espessura(B) (mm) | Comprimento(L) (mm) | Entalhe(a _n) (mm) | Raio do entalhe (ρ) (mm) | Seção Resistente (W-a) (mm) |
|-----------------------------|-----------------|-------------------|---------------------|-------------------------------|--------------------------|-----------------------------|
| 1 | 25,02 | 13,72 | 110,35 | 12,60 | 0.341 | 12,42 |
| 2 | 24,92 | 13,62 | 109,51 | 12,62 | 0.375 | 12,3 |
| 3 | 25,41 | 13,74 | 110,43 | 12,94 | 0.432 | 12,47 |
| 4 | 24,92 | 13,72 | 110,80 | 12,63 | 0.399 | 12,29 |
| 5 | 25,10 | 13,72 | 110,29 | 12,72 | 0.292 | 12,38 |
| Média (mm) | 25,07 | 13,7 | 110,27 | 12,70 | 0,36 | 12,37 |
| Desvio Padrão (mm) | 0,20 | 0,04 | 110,27 | 0,14 | 0,36 | 12,37 |
| Coef. de variação(%) | 0,8 | 0,34 | 0,42 | 1,10 | 14,64 | 0,62 |

Tabela A 3-Dimensões dos CPs de eletroerosão temperado e revenido.

| Corpo de prova | Altura (W) (mm) | Espessura(B) (mm) | Comprimento(L) (mm) | Entalhe(a _n) (mm) | Raio do entalhe (ρ) (mm) | Seção Resistente (W-a) (mm) |
|-----------------------------|-----------------|-------------------|---------------------|-------------------------------|--------------------------|-----------------------------|
| 1 | 24,76 | 13,60 | 109,13 | 12,58 | 0.162 | 12,18 |
| 2 | 24,74 | 13,66 | 110,77 | 12,76 | 0.162 | 11,98 |
| 3 | 24,81 | 13,70 | 109,58 | 12,63 | 0.162 | 12,18 |
| 4 | 24,83 | 13,63 | 110,22 | 12,56 | 0.162 | 12,27 |
| 5 | 24,89 | 13,74 | 109,7 | 12,63 | 0.162 | 12,26 |
| Média (mm) | 24,80 | 13,66 | 109,88 | 12,63 | 0,162 | 12,17 |
| Desvio Padrão (mm) | 0,06 | 0,05 | 0,63 | 0,07 | 0 | 0,11 |
| Coef. de variação(%) | 0,23 | 0,40 | 0,57 | 0,61 | 0 | 0,95 |

Tabela A 4-Dimensões dos CPs de tração temperado e revenido.

| Corpo de prova | Comprimento útil (L₀) (mm) | A₀(mm²) | Diâmetro útil (D₀) (mm) |
|---------------------------------|--|--------------------------------------|---|
| 1 | 36,99 | 28,55 | 6,03 |
| 2 | 37,96 | 28,65 | 6,04 |
| 3 | 36,68 | 29,32 | 6,11 |
| Média (mm) | 6,06 | 28,84 | 6,06 |
| Desvio Padrão (mm) | 0,04 | 0,41 | 0,04 |
| Coef. de variação(%) | 0,71 | 1,45 | 0,71 |

B—Registro das Leituras de dureza dos CPs

Tabela B 1-Valores de dureza dos CPs de raio maior temperado e revenido.

| Corpo de prova | Dureza (HRC) |
|-----------------------|---------------------|
| 1 | 40 |
| 2 | 39 |
| 3 | 46 |
| 4 | 42 |
| 5 | 41 |
| Média | 42 |
| Desvio | 2,70 |
| Coef. de Variação | 6,49% |

Tabela B 2-Valores de dureza dos CPs de raio menor temperado e revenido.

| Corpo de prova | Dureza (HRC) |
|-----------------------|---------------------|
| 1 | 45 |
| 2 | 44 |
| 3 | 44 |
| 4 | 45 |
| 5 | 45 |
| Média | 45 |
| Desvio | 0,54 |
| Coef. de Variação | 1,22% |

Tabela B 3-Valores de dureza dos CPs de eletroerosão temperado e revenido.

| Corpo de prova | Dureza (HRC) |
|-----------------------|---------------------|
| 1 | 43 |
| 2 | 40 |
| 3 | 37 |
| 4 | 26 |
| 5 | 44 |
| Média | 38 |
| Desvio | 7,29 |
| Coef. de Variação | 19,06% |

Tabela B 4-Valores de dureza dos CPs de tração temperado e revenido.

| Corpo de prova | Dureza (HRC) |
|-----------------------|---------------------|
| 1 | 30 |
| 2 | 41 |
| 3 | 39 |
| Média | 37 |
| Desvio | 5,85 |
| Coef. de Variação | 15,98% |

C—Valores de K_{tg} dos CPs

Tabela C 1-Resultados do K_{tg} para os CPs de raio maior.

| Corpo de prova | K_{tg} |
|-----------------------|----------------------------|
| 1 | 12,38 |
| 2 | 11,63 |
| 3 | 11,71 |
| 4 | 12,77 |
| 5 | 12,06 |
| Média | 12,11 |
| Desvio padrão | 0,47 |
| Coef. de variação(%) | 3,91% |

Tabela C 2-Resultados do K_{tg} para os CPs de raio menor.

| Corpo de prova | K_{tg} |
|-----------------------|----------------------------|
| 1 | 19,04 |
| 2 | 18,14 |
| 3 | 17,13 |
| 4 | 17,64 |
| 5 | 20,46 |
| Média | 18,48 |
| Desvio padrão | 1,31 |
| Coef. de variação(%) | 7,09% |

Tabela C 3-Resultados do K_{ig} para os CPs de eletroerosão.

| Corpo de prova | Ktg |
|-----------------------|------------|
| 1 | 27,31 |
| 2 | 27,09 |
| 3 | 27,31 |
| 4 | 27,41 |
| 5 | 27,40 |
| Média | 27,30 |
| Desvio padrão | 0,12 |
| Coef. de variação(%) | 0,47% |

D—Tamanho da região de cisalhamento

Tabela D 1-Tamanho da região de cisalhamento do CP#1 de raio maior.

| Região de Cisalhamento | Tamanho (μm) |
|---------------------------------|---|
| 1 | 938,13 |
| 2 | 888,16 |
| 3 | 807,94 |
| 4 | 754,52 |
| 5 | 737,83 |
| 6 | 727,84 |
| 7 | 731,21 |
| Média (μm) | 797,94 |
| Desvio Padrão (μm) | 84,41 |
| Coef. de Variação(%) | 10,57 |

Tabela D 2-Tamanho da região de cisalhamento do CP#3 de raio maior.

| Região de Cisalhamento | Tamanho (μm) |
|---------------------------------|---|
| 1 | 878,10 |
| 2 | 988,58 |
| 3 | 1014,92 |
| 4 | 1048,33 |
| 5 | 1021,95 |
| 6 | 961,88 |
| 7 | 894,83 |
| Média (μm) | 972,65 |
| Desvio Padrão (μm) | 64,94 |
| Coef. de Variação(%) | 6,67 |

Tabela D 3-Tamanho da região de cisalhamento do CP#4 de raio maior.

| Região de Cisalhamento | Tamanho (μm) |
|---------------------------------|---|
| 1 | 804,60 |
| 2 | 804,93 |
| 3 | 884,72 |
| 4 | 1034,25 |
| 5 | 1011,63 |
| 6 | 978,77 |
| 7 | 945,67 |
| Média (μm) | 923,51 |
| Desvio Padrão (μm) | 94,23 |
| Coef. de Variação(%) | 10,20 |

Tabela D 4-Tamanho da região de cisalhamento do CP#1 de eletroerosão.

| Região de Cisalhamento | Tamanho (μm) |
|---------------------------------|---|
| 1 | 380,55 |
| 2 | 367,24 |
| 3 | 397,30 |
| 4 | 394 |
| 5 | 414,03 |
| 6 | 393,96 |
| 7 | 393,96 |
| Média (μm) | 391,59 |
| Desvio Padrão (μm) | 14,52 |
| Coef. de Variação (%) | 3,70 |

Tabela D 5-Tamanho da região de cisalhamento do CP#2 de eletroerosão.

| Região de Cisalhamento | Tamanho (μm) |
|---------------------------------|---|
| 1 | 447,38 |
| 2 | 430,72 |
| 3 | 377,39 |
| 4 | 410,65 |
| 5 | 417,44 |
| 6 | 434,33 |
| 7 | 440,74 |
| Média (μm) | 422,66 |
| Desvio Padrão (μm) | 23,66 |
| Coef. de Variação(%) | 5,59% |

Tabela D 6-Tamanho da região de cisalhamento do CP#4 de eletroerosão.

| Região de Cisalhamento | Tamanho (μm) |
|-------------------------------|---|
| 1 | 400,68 |
| 2 | 400,68 |
| 3 | 437,55 |
| 4 | 430,52 |
| 5 | 454,04 |
| 6 | 430,67 |
| 7 | 420,67 |
| Média | 425 |
| Desvio Padrão | 19,44 |
| Coef. de Variação | 4,57% |

E—Funções “curve fitting” de Pilkey

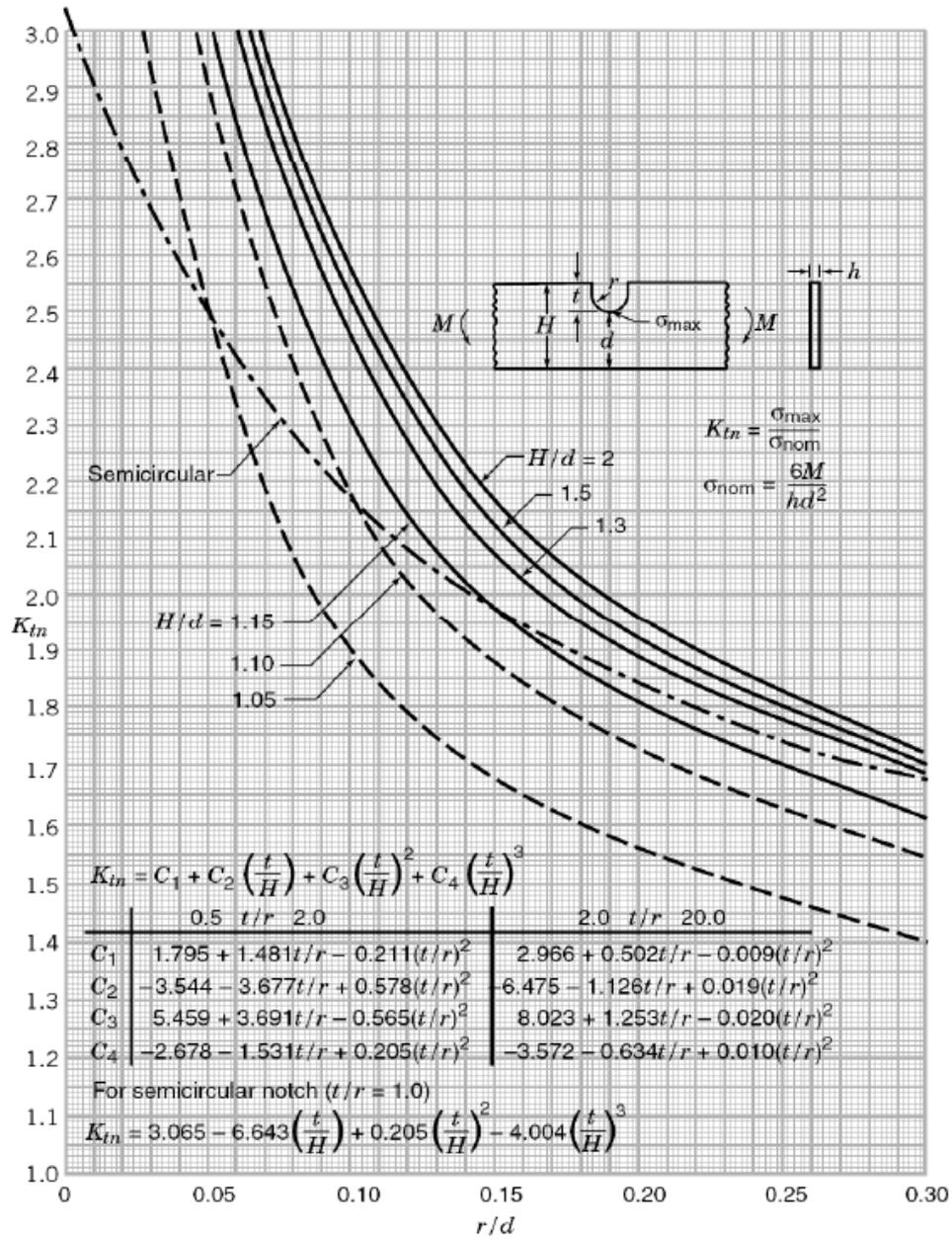


Figura E 1-Funções “curve fitting” de Pilkey para cálculo de K_{tn} (Pilkey, 1997).