

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO E TENACIDADE A FRATURA
DO AÇO SAE/AISI 4140 SUBMETIDO A TRATAMENTO TÉRMICO CRIOGÊNICO**

FILIFE RIBEIRO DE CASTRO

UNIVERSIDADE ESTADUAL DO NORTE FLUMINENSE – UENF

CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ

JUNHO – 2013

AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO E TENACIDADE A FRATURA DO AÇO SAE/AISI 4140 SUBMETIDO A TRATAMENTO TÉRMICO CRIOGÊNICO

FILIFE RIBEIRO DE CASTRO

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do grau de Mestre em Engenharia e Ciência dos Materiais.

Orientador: Prof. Ph.D Eduardo Atem de Carvalho

UNIVERSIDADE ESTADUAL DO NORTE FLUMINENSE – UENF

CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ

JUNHO – 2013

FICHA CATALOGRÁFICA

Preparada pela Biblioteca do **CCT / UENF**

65/2013

Castro, Filipe Ribeiro de

Avaliação do comportamento mecânico e tenacidade a fratura do aço SAE/AISI 4140 submetido a tratamento térmico criogênico / Filipe Ribeiro de Castro. – Campos dos Goytacazes, 2013.

xx, 115 f. : il.

Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) -- Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. Centro de Ciência e Tecnologia. Laboratório de Materiais Avançados. Campos dos Goytacazes, 2013.

Orientador: Eduardo Atem de Carvalho.

Área de concentração: Análise experimental e numérica de tensões.

Bibliografia: f. 108-115.

1. TRATAMENTO TÉRMICO 2. CRIOGENIA 3. PROPRIEDADES MECÂNICAS 4. AÇO SAE/AISI 4140 5. TENACIDADE À FRATURA I. Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. Centro de Ciência e Tecnologia. Laboratório de Materiais Avançados II. Título

CDD 620.11292

AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO E TENACIDADE A FRATURA DO AÇO SAE/AISI 4140 SUBMETIDO A TRATAMENTO TÉRMICO CRIOGÊNICO

FILIFE RIBEIRO DE CASTRO

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do grau de Mestre em Engenharia e Ciência dos Materiais.

Aprovada em 28 de junho de 2013.

Comissão Examinadora:

Ph.D. Eduardo Atem de Carvalho (Orientador)
(D. Sc., Engenharia Mecânica) – UENF/CCT/LAMAV

D.Sc. Ana Lucia Diegues Skury
(D.Sc., Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – UENF/CCT/LAMAV

D.Sc. Luis Augusto Hernandez Terrones
(D.Sc., Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – UENF/CCT/LAMAV

D.Sc. Paulo Feliciano Soares Filho
(D.Sc., Engenharia Mecânica) – Instituto Federal do Rio de Janeiro

“Dele, por Ele e para Ele são todas as coisas”. Romanos 11,36a

DEDICATÓRIA

Dedico esse trabalho ao grande amigo Joaci José de Matos (*in Memoriam*), incentivador e motivador ímpar de todos os meus momentos de aprendizado, estudo e trabalho.

AGRADECIMENTOS

A Deus por proporcionar tudo que foi preciso para a conclusão desse projeto, mesmo frente a inúmeras dificuldades.

Aos meus pais, Helbom (*in memoriam*) e Darcy, pelo esforço e incentivo para que eu pudesse chegar até aqui.

A minha esposa, Aline, pelas horas de compreensão e paciência, além da força para que eu não deixasse de perseverar.

Ao meu orientador Eduardo Atem de Carvalho, que não mediu esforços para que essa pesquisa pudesse ser concluída. Durante os momentos mais difíceis, sempre me deu o apoio e a segurança necessários para que eu não desistisse. Realmente, tornou-se peça fundamental para a conclusão desse grandioso objetivo, e sem sua orientação teria sido impossível.

Ao técnico de laboratório do CBB, Fernando, que contribuiu de forma única para a realização dos tratamentos de resfriamento e de criogenia. Sempre abrindo as portas e colocando à disposição tudo que fosse preciso para que a pesquisa evoluísse. Também a Rita, técnica de laboratório do CBB, que mesmo aos finais de semana quando era necessário retirar os corpos de prova das etapas de resfriamento, se dispôs a vir, de boa vontade e ajudou bastante. Realmente são de servidores assim que o Brasil precisa para se transformar através da educação e do ensino de qualidade.

A Fábrica Boechat Ltda em Itaperuna – RJ, por possibilitar que eu realizasse a Pós-Graduação, liberando-me por vários dias de trabalho, sem nunca impor nenhuma restrição ou pressão por conta das liberações. Em especial, agradeço também ao Diretor Industrial Rogério Boechat pelo apoio e compreensão de minhas horas ausentes no trabalho.

A Fundação Cataguases – MG pela realização das análises espectrométricas e disponibilização de mão de obra e estrutura para contribuir com essa pesquisa.

A Faculdade Redentor pela concessão de seu laboratório de metalografia para realização das análises metalográficas.

Aos meus amigos, Alessandro Rolin, Márcio Elias, Jarilson Silva e Diego Bastos, pelo incentivo, pela ajuda, pelas trocas de idéias e pelo suporte que deram para que esse trabalho fosse adiante. Todos nunca mediram esforços para contribuir com a conclusão desse trabalho. Serei sempre grato pela contribuição de vocês.

CAPÍTULO 1 – INTRODUÇÃO

| | | |
|-----|----------------------------|---|
| 1.1 | Introdução..... | 1 |
| 1.2 | Objetivo geral..... | 3 |
| 1.3 | Objetivos específicos..... | 3 |

CAPÍTULO 2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

| | | |
|---------|---|----|
| 2.1 | Os Aços – Designação e Classificação..... | 4 |
| 2.2 | Propriedades mecânicas dos metais..... | 6 |
| 2.3 | Determinação de propriedades mecânicas..... | 7 |
| 2.4 | O aço SAE/AISI 4140..... | 8 |
| 2.4.1 | Microconstituintes..... | 10 |
| 2.4.2 | Temperatura de austenitização..... | 12 |
| 2.5 | Mecânica da Fratura..... | 13 |
| 2.5.1 | Histórico e Conceitos Gerais..... | 13 |
| 2.5.1.1 | Perspectiva Histórica..... | 13 |
| 2.5.1.2 | Pesquisas de Fratura Precoce..... | 14 |
| 2.5.1.3 | O caso dos Navios Liberdade (<i>The Liberty Ships</i>)..... | 15 |
| 2.5.1.4 | Pesquisas da Mecânica da Fratura no Pós Guerra..... | 17 |
| 2.5.1.5 | A Mecânica da Fratura de 1960 à 1980..... | 18 |
| 2.5.1.6 | A Mecânica da Fratura de 1980 até o presente..... | 19 |
| 2.5.2 | Mecânica da Fratura Linear Elástica..... | 19 |
| 2.5.2.1 | Uma visão atômica de fratura..... | 20 |
| 2.5.2.2 | Modos de Abertura..... | 22 |
| 2.5.2.3 | Fator de Intensidade de Tensão..... | 24 |
| 2.5.2.4 | O Conceito de Tenacidade..... | 24 |
| 2.5.3 | Mecanismos de Fratura nos Metais..... | 25 |
| 3.5.3.1 | Fratura Dúctil..... | 27 |
| 3.5.3.2 | Nucleação de vazios..... | 28 |

SUMÁRIO

VII

| | | |
|---------|--|----|
| 2.5.3.3 | Crescimento de Vazios e Coalescência..... | 29 |
| 2.5.3.4 | Propagação de Fratura Dúctil..... | 30 |
| 2.5.3.5 | Clivagem..... | 33 |
| 2.5.4 | Ensaio de Tenacidade à Fratura nos Metais..... | 34 |
| 2.5.4.1 | O Ensaio de K_{IC} | 35 |
| 2.6 | Tratamento Criogênico..... | 38 |
| 2.6.1 | Tratamento Criogênico em Materiais..... | 40 |
| 2.6.1.1 | Influência do Tratamento Criogênico no Aço AISI H13..... | 40 |
| 2.6.1.2 | Influência dos Tratamentos Térmicos e Tratamentos Criogênicos na Tenacidade do Aço Rápido AISI M2..... | 44 |
| 2.6.1.3 | Análise das Propriedades Mecânicas e Estruturais do Aço SAE/AISI 4140 Submetido a Tratamentos Criogênicos..... | 54 |

CAPÍTULO 3 – MATERIAIS E MÉTODOS

| | | |
|-------|--|----|
| 3.1 | Material de Partida..... | 57 |
| 3.2 | Confecção dos Corpos de Prova..... | 59 |
| 3.3 | Corpos de Prova de Tenacidade à Fratura..... | 59 |
| 3.4 | Ensaio de Tenacidade à Fratura..... | 62 |
| 3.5 | Corpos de Prova de Tração..... | 64 |
| 3.6 | Rotas de Tratamentos Térmicos..... | 65 |
| 3.6.1 | Rotas de Tratamentos Térmicos para Ensaio de Tração..... | 65 |
| 3.6.2 | Rotas de Tratamentos Térmicos para Ensaio de Tenacidade à Fratura..... | 65 |
| 3.6.3 | Lotes para Tratamentos Térmicos..... | 66 |
| 3.7 | Execução dos Tratamentos Térmicos..... | 66 |
| 3.7.1 | Tratamentos Térmicos das Amostras de Tração..... | 66 |
| 3.7.2 | Tratamentos Térmicos das Amostras de Tenacidade à Fratura..... | 69 |
| 3.7.3 | Tratamento Sub-Zero -80°C..... | 70 |
| 3.7.4 | Tratamento Criogênico -196°C..... | 71 |
| 3.7.5 | Revenimento das Amostras..... | 72 |

SUMÁRIO

VIII

| | | |
|---|---|-----|
| 3.8 | Preparação Metalográfica das Amostras..... | 72 |
| 3.9 | Ensaio de Dureza..... | 73 |
| CAPÍTULO 4 – RESULTADOS E DISCUSSÕES | | |
| 4.1 | Composição Química e Microestrutura..... | 74 |
| 4.2 | Ensaio de Tração do Material como Recebido..... | 75 |
| 4.3 | Avaliação de Dureza das Amostras Tratadas..... | 77 |
| 4.4 | Avaliação das Propriedades em Tração..... | 81 |
| 4.4.1 | Ensaio de Tração do Material Temperado 850°C e Revenido 200°C / 1h..... | 81 |
| 4.4.2 | Ensaio de Tração do Material Temperado 850°C, Resfriado a -80°C / 48h e Revenido 200°C/1h..... | 83 |
| 4.4.3 | Ensaio de Tração do Material Temperado 850°C, Resfriado a -80°C / 5h, Criogenia -196°C/72h e Revenido 200°C/1h..... | 85 |
| 4.4.4 | Ensaio de Tração do Material Temperado 850°C, Resfriado a -80°C / 5h, Criogenia -196°C/72h e Revenido 320°C/1h..... | 86 |
| 4.4.5 | Ensaio de Tração do Material Temperado 850°C, Criogenia -196°C / 72h e Revenido 200°C/1h..... | 88 |
| 4.4.6 | Comparação entre os Resultados Médios em Tração..... | 89 |
| 4.5 | Aspecto Microestrutural por Microscopia Ótica..... | 93 |
| 4.6 | Avaliação da Tenacidade à Fratura..... | 96 |
| 4.6.1 | Ensaio de Tenacidade à Fratura do Material Temperado e Revenido... | 96 |
| 4.6.2 | Ensaio de Tenacidade à Fratura do Material Temperado, Resfriado a -80°C/48h e Revenido 200°C/1h..... | 97 |
| 4.6.3 | Ensaio de Tenacidade à Fratura do Material Temperado, Resfriado a -80°C/5h, Criogenia -196°C/72h e Revenido 200°C/1h..... | 97 |
| 4.6.4 | Ensaio de Tenacidade à Fratura do Material Temperado, Resfriado a -80°C/5h, Criogenia -196°C/72h e Revenido 320°C/1h..... | 99 |
| 4.6.5 | Ensaio de Tenacidade à Fratura do Material Temperado, Criogenia -196°C / 72h e Revenido 200°C/1h..... | 99 |
| 4.6.6 | Comparação entre os Resultados Médios no Ensaio de Tenacidade à Fratura..... | 99 |
| 4.6.7 | Comparação da Tensão de Escoamento, Tenacidade à Fratura e Tolerância ao Tamanho de Defeito..... | 103 |

CAPÍTULO 5 – CONCLUSÃO

| | | |
|-----|----------------|-----|
| 5.1 | Conclusão..... | 105 |
|-----|----------------|-----|

CAPÍTULO 6 – RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

| | | |
|-----|--------------------|-----|
| 6.1 | Recomendações..... | 107 |
|-----|--------------------|-----|

CAPÍTULO 7 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

| | | |
|-----|------------------|-----|
| 7.1 | Referências..... | 108 |
|-----|------------------|-----|

LISTA DE TABELAS

X

| | |
|--|----|
| Tabela 1 – Designação básica de alguns aços..... | 5 |
| Tabela 2 – Rotas de tratamento térmico no aço AISI H13..... | 40 |
| Tabela 3 – Valores de dureza (HRC) no aço AISI H13..... | 41 |
| Tabela 4 – Valores de energia absorvida em kJ/m ² durante ensaio de impacto no aço AISI H13..... | 42 |
| Tabela 5 – Valores de K _{IC} calculados..... | 43 |
| Tabela 6 – Rotas de tratamento térmico no aço AISI M2..... | 44 |
| Tabela 7 – Valores de dureza (HRC) dos corpos de prova de impacto..... | 45 |
| Tabela 8 – Valores de energia absorvida em Joules para cada corpo de prova de impacto..... | 47 |
| Tabela 9 – Valores de resistência à flexão (MPa) obtidos para cada corpo de prova de flexão..... | 50 |
| Tabela 10 – Valores de austenita retida verificadas nas amostras tratadas nas diversas rotas..... | 53 |
| Tabela 11 – Energia de impacto para amostras de aço SAE/AISI 4140..... | 54 |
| Tabela 12 – Valores médios de propriedades mecânicas do aço SAE/AISI 4140 tratado termicamente e resfriado..... | 56 |
| Tabela 13 – Composição química das barras redondas estudadas..... | 57 |
| Tabela 14 – Composição química das barras quadradas estudadas..... | 57 |
| Tabela 15 – Composição química do aço SAE/AISI 4140..... | 59 |
| Tabela 16 – Avaliação de dureza superficial das barras..... | 59 |
| Tabela 17 – Rotas de tratamento térmico para ensaio de tração..... | 65 |
| Tabela 18 – Rotas de tratamento térmico para ensaio de Tenacidade à Fratura..... | 65 |
| Tabela 19 – Concentração de elementos químicos no aço SAE/AISI 4140..... | 74 |
| Tabela 20 – Resultados das propriedades mecânicas avaliadas do material como recebido..... | 75 |
| Tabela 21 – Resultados de dureza dos corpos de prova de fratura pós-têmpera..... | 78 |
| Tabela 22 – Resultados de dureza dos corpos de prova de fratura pós-resfriamento a -80°C por 48horas..... | 78 |

LISTA DE TABELAS

XI

| | |
|--|-----|
| Tabela 23 – Resultados de dureza dos corpos de prova de fratura pós-resfriamento criogênico por 72 horas..... | 79 |
| Tabela 24 – Resultados de dureza dos corpos de prova de tração pós-têmpera..... | 80 |
| Tabela 25 – Resultados de dureza dos corpos de prova de tração pós-resfriamento a -80°C por 48horas..... | 80 |
| Tabela 26 – Resultados de dureza dos corpos de prova de tração pós-resfriamento criogênico por 72 horas..... | 81 |
| Tabela 27 – Resultados das amostras temperadas e revenidas..... | 81 |
| Tabela 28 – Resultados das amostras temperadas, resfriadas a -80 °C / 48h e revenidas..... | 83 |
| Tabela 29 – Resultados das amostras temperadas, com resfriamento e criogenia por 72h e revenidas..... | 85 |
| Tabela 30 – Resultados das amostras temperadas, com resfriamento e criogenia por 72h e revenimento a 320°C..... | 86 |
| Tabela 31 – Resultados das amostras temperadas, com criogenia por 72h e revenimento a 200 °C..... | 88 |
| Tabela 32 – Comparação das propriedades em tração..... | 89 |
| Tabela 33 – Resultados da razão elástica..... | 91 |
| Tabela 34 – Resultados de Tenacidade à Fratura das amostras temperadas e revenidas..... | 96 |
| Tabela 35 – Resultados de Tenacidade à Fratura das amostras temperadas, resfriadas a -80 °C / 48h e revenidas..... | 97 |
| Tabela 36 – Resultados de Tenacidade à Fratura das amostras temperadas, com resfriamento e criogenia por 72h e revenidas..... | 98 |
| Tabela 37 – Resultados de Tenacidade à Fratura das amostras temperadas, com resfriamento e criogenia por 72h e revenimento a 320°C..... | 99 |
| Tabela 38 – Resultados de Tenacidade à Fratura das amostras temperadas, com criogenia por 72h e revenimento a 200 °C..... | 99 |
| Tabela 39 – Comparação dos resultados em fratura..... | 100 |
| Tabela 40a – Avaliação da condição de deformação plana para rota A..... | 101 |
| Tabela 40b – Avaliação da condição de deformação plana para rota B..... | 101 |

LISTA DE TABELAS

XII

| | |
|---|-----|
| Tabela 40c – Avaliação da condição de deformação plana para rota C..... | 102 |
| Tabela 40d – Avaliação da condição de deformação plana para rota D..... | 102 |
| Tabela 40e – Avaliação da condição de deformação plana para rota E..... | 103 |
| Tabela 41 – Comparação entre as propriedades de Tensão de Escoamento, Tenacidade à Fratura e tolerância ao tamanho de defeito..... | 103 |

LISTA DE FIGURAS

XIII

| | |
|--|----|
| Figura 1 – Diagrama TTT para o aço SAE/AISI 4140..... | 9 |
| Figura 2 – Faixas de formação da martensita em placas e da martensita em ripas em ligas Fe-C..... | 11 |
| Figura 3 – Placa com orifício elíptico, que no limite tende a uma trinca..... | 21 |
| Figura 4 – Modo de abertura I..... | 22 |
| Figura 5 – Modo de abertura II..... | 23 |
| Figura 6 – Modo de abertura III..... | 23 |
| Figura 7 – Representações esquemáticas do comportamento tensão-deformação em tração para materiais frágeis e dúcteis carregados até a fratura..... | 24 |
| Figura 8 – Representação esquemática de mecanismo de fratura dúctil..... | 25 |
| Figura 9 – Representação esquemática de mecanismo de fratura por clivagem..... | 26 |
| Figura 10 – Representação esquemática de mecanismo de fratura intergranular..... | 26 |
| Figura 11 – Deformação à tração uniaxial de materiais dúcteis..... | 27 |
| Figura 12 – Fotomicrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), que mostra uma fratura dúctil em um aço de baixo carbono..... | 29 |
| Figura 13 – Fotomicrografia de alta ampliação da superfície de fratura. Observa-se uma inclusão esférica em um microvazio nucleado..... | 30 |
| Figura 14 – Mecanismo de crescimento de trinca dúctil: (a) estado inicial, (b) crescimento de vazios na ponta da trinca, e, (c) coalescência de vazios com a ponta da trinca..... | 31 |
| Figura 15 – Crescimento de trinca dúctil em 45° em padrão ziguezague..... | 31 |
| Figura 16 – Crescimento de uma trinca dúctil. Os lábios de cisalhamento são produzidos pelo mesmo mecanismo como a taça e o cone em um ensaio de tração com tensão uniaxial..... | 32 |
| Figura 17 – Micrografia óptica mostrando o crescimento de uma trinca dúctil em um aço de baixa liga A 710 de alta resistência..... | 32 |
| Figura 18 – Fractografia de clivagem em um aço liga ASTM A508 Classe 3..... | 33 |
| Figura 19 – Marcas de rio em um aço liga ASTM A508 Classe 3..... | 34 |
| Figura 20 – Corpo de prova para ensaio de K_{IC} por flexão em 3 pontos..... | 36 |
| Figura 21 – Diagramas carga X deslocamento obtidos a partir de ensaios de flexão por três pontos. O eixo do deslocamento foi obtido a partir do monitoramento da abertura da boca da trinca (CMOD)..... | 37 |
| Figura 22 – Gráficos com resultados dos ensaios de dureza dos corpos de prova para ensaios de impacto..... | 46 |

LISTA DE FIGURAS

XIV

| | |
|--|----|
| Figura 23 – Gráficos com valores de energia absorvida nos ensaios de impacto nos corpos de prova tratados pelas rotas propostas..... | 48 |
| Figura 24 – Gráficos com valores de resistência à flexão 3 pontos (MPa) dos corpos de prova de flexão tratados termicamente pelas 12 rotas propostas..... | 51 |
| Figura 25 – Espectrofotômetro de emissão óptica utilizado para realização das análises químicas..... | 58 |
| Figura 26 – Detalhe com barra quadrada posicionada para análise química..... | 58 |
| Figura 27 – Corte das amostras em serra fita..... | 60 |
| Figura 28 – Equipamento de Eletroerosão utilizado para abertura dos entalhes | 60 |
| Figura 29 – Detalhe da estrutura interna do equipamento de Eletroerosão..... | 61 |
| Figura 30 – Projetor de perfil utilizado para observar entalhe dos corpos de prova de Tenacidade à Fratura..... | 61 |
| Figura 31 – Detalhe do fundo do entalhe observado com projetor de perfil..... | 62 |
| Figura 32 – Corpo de prova com entalhe para ensaio de Tenacidade à Fratura | 63 |
| Figura 33 – Máquina universal de ensaios Instron, modelo 5582..... | 63 |
| Figura 34 – Torno Nardini 300 IV..... | 64 |
| Figura 35 – Corpo de prova de tração..... | 64 |
| Figura 36 – Corpos de prova de tração dispostos no suporte..... | 66 |
| Figura 37 – Corpos de prova de tração dispostos no interior do forno..... | 67 |
| Figura 38 – Amostras dispostas no interior do forno..... | 67 |
| Figura 39 – Monitoramento da temperatura interna do forno..... | 68 |
| Figura 40 – Corpos de prova de Tenacidade à Fratura dispostos no suporte.... | 69 |
| Figura 41 – Freezer de resfriamento a temperaturas de -80°C..... | 70 |
| Figura 42 – Reservatórios de nitrogênio líquido..... | 71 |
| Figura 43 – Visão do gargalo do reservatório de nitrogênio..... | 71 |
| Figura 44 – Lixadeira utilizada para preparação das amostras para ensaios metalográficos..... | 73 |
| Figura 45 – Amostra posicionada para ensaio de dureza..... | 73 |

LISTA DE FIGURAS

XV

| | |
|--|----|
| Figura 46 – Microestrutura do aço SAE/AISI 4140 com recebido. Aumento de 400X..... | 75 |
| Figura 47 – Corpo de prova com extensômetro acoplado para realização do ensaio..... | 76 |
| Figura 48 – Curva tensão x deformação do material como recebido..... | 76 |
| Figura 49 – Gráfico Tensão x Deformação do corpo de prova 36 temperado e revenido..... | 82 |
| Figura 50 – Gráfico Tensão x Deformação do corpo de prova 10 temperado, resfriado -80 °C / 48h e revenido..... | 84 |
| Figura 51 – Gráfico Tensão x Deformação do corpo de prova 17 temperado, resfriado -80 °C / 5h, criogenia 72h e revenido..... | 85 |
| Figura 52 – Gráfico Tensão x Deformação do corpo de prova 20 temperado, resfriado -80 °C / 5h, criogenia 72h e revenido 320 °C..... | 86 |
| Figura 53 – Imagens da superfície da fratura (MEV) do aço SAE/AISI 4140 temperado a óleo, revenido a 180°C e a 320°C - (a) e (b) aumentos distintos.... | 87 |
| Figura 54 – Gráfico Tensão x Deformação do corpo de prova 26 temperado, criogenia 72h e revenido..... | 89 |
| Figura 55 – Microestrutura SAE/AISI 4140 temperado e revenido, aumento 400X..... | 93 |
| Figura 56 – Microestrutura SAE/AISI 4140 temperado, resfriado -80 °C / 48h e revenido, aumento 400X..... | 93 |
| Figura 57 – Microestrutura SAE/AISI 4140 temperado, resfriado -80 °C / 5h, criogenia 72h e revenido, aumento 400X..... | 94 |
| Figura 58 – Microestrutura SAE/AISI 4140 temperado, resfriado -80 °C / 5h, criogenia 72h e revenido 320°C, aumento 400X..... | 94 |
| Figura 59 – Microestrutura SAE/AISI 4140 temperado, criogenia 72h e revenido, aumento 400X..... | 95 |

| | |
|----------|---|
| ABNT | Associação Brasileira de Normas Técnicas |
| AISI | American Iron and Steel Institute |
| ASM | American Society Materials |
| ASTM | American Society for Testing and Materials |
| A_0 | Área original ou inicial da seção transversal de uma amostra |
| A_f | Área final da seção transversal de uma amostra |
| a | Tamanho total da trinca |
| B | Espessura do corpo de prova de Tenacidade à Fratura |
| B_{CP} | Espessura adotada para o corpo de prova de Tenacidade à Fratura |
| C | Símbolo do elemento químico Carbono |
| CCC | Estrutura cristalina cúbica de corpo centrado |
| Co | Símbolo do elemento químico Cobalto |
| Cu | Símbolo do elemento químico Cobre |
| Cr | Símbolo do elemento químico Cromo |
| CP | Corpo de prova |
| CTOD | Crack Tip Opening Displacement |
| CVN | Energia absorvida no Ensaio de Charpy |
| D_0 | Diâmetro inicial da seção transversal do corpo de prova de tração |
| DCT | Tratamento Criogênico Profundo |
| D_f | Diâmetro final da seção transversal do corpo de prova de tração |
| E | Módulo de elasticidade |
| Fe | Símbolo do elemento químico Ferro |
| HB | Dureza na escala Brinell |
| HRC | Dureza na escala Rockwell |
| K | Fator intensificador de tensão |
| K_Q | Valor estimado inicial de K_{IC} |
| K_{IC} | Tenacidade à fratura a partir do modo I de abertura de trinca |
| LAMAV | Laboratório de Materiais Avançados |

| | |
|--------------------------------|--|
| LE | Limite de Escoamento |
| LR | Limite de Resistência à Tração |
| MFLE | Mecânica da fratura linear elástica |
| NBR | Norma brasileira |
| NBR NM | Norma brasileira abrangente ao Mercosul |
| Mn | Símbolo do elemento químico Manganês |
| Mo | Símbolo do elemento químico Molibdênio |
| Ni | Símbolo do elemento químico Níquel |
| P | Símbolo do elemento químico Fósforo |
| pC | Porcentagem de Carbono |
| $P_{m\acute{a}x}$ | Carga máxima |
| P_Q | Carga crítica nos ensaios de K_{IC} |
| ρ | Raio de curvatura no fundo do entalhe |
| RA | Redução de área |
| σ_0 | Tensão global |
| $\sigma_{m\acute{a}x}$ | Tensão máxima |
| σ | Tensão nominal |
| σ_e | Tensão de escoamento |
| σ_y | Tensão de escoamento |
| σ_{rup} | Tensão de ruptura |
| σ_m | Tensão média |
| $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ | Tensões principais normais |
| S_y | Tensão de escoamento |
| S | Tamanho do vão entre apoios no ensaio de K_{IC} |
| SAE | Society of Automotive Engineers |
| V | Símbolo do elemento químico Vanádio |
| W | Altura do corpo de prova para Ensaio de Tenacidade à Fratura |

LISTA DE SÍMBOLOS E NOMENCLATURAS

XVIII

| | |
|-----|---|
| Y | Função geométrica para cálculo de K_{IC} |
| S | Símbolo do elemento químico Enxofre |
| Si | Símbolo do elemento químico Silício |
| TCC | Estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado |

AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO E TENACIDADE A FRATURA DO AÇO SAE/AISI 4140 SUBMETIDO A TRATAMENTO TÉRMICO CRIOGÊNICO

As propriedades mecânicas dos materiais sempre foi objeto de estudo ao longo dos anos. Até hoje, pesquisas vão possibilitando o surgimento de novos materiais, com determinadas propriedades cada vez mais direcionadas para as especificidades da indústria moderna. Ao longo desse trabalho de pesquisa, realizou-se uma avaliação a respeito de algumas propriedades mecânicas em tração do aço SAE/AISI 4140 e também foi realizada uma avaliação da Tenacidade à Fratura do material submetido a diferentes rotas de tratamentos térmicos. Todas as amostras foram austenitizadas a uma temperatura de 850°C e temperadas em óleo. Após essa etapa, foram fracionados os lotes para resfriamento a -80°C e também para tratamento em temperaturas criogênicas a -196°C imersas em nitrogênio líquido. O tempo de permanência nessa etapa variou de lote para lote. Em seguida as amostras foram revenidas por uma hora a 200°C e um único lote passou por revenimento em um patamar de temperatura de 320°C. A dureza não foi afetada pelos tratamentos de resfriamento e criogênicos. As propriedades em tração apresentaram melhora quando comparadas com o tratamento térmico convencional de têmpera e revenimento. A rota de revenimento a 320°C não se mostrou interessante. Os resultados de Tenacidade à Fratura medidos a partir do modelo experimental dessa pesquisa não demonstraram variação significativa em função dos tratamentos impostos às amostras, no entanto a técnica experimental alternativa de medição da Tenacidade à Fratura demonstrou-se suficiente na reprodução de resultados repetitivos e que podem possibilitar um possível avanço na determinação dessa propriedade em alguns grupos de materiais sob condições controladas de processamento.

Palavras-chave: Tratamento térmico, Criogenia, Aço SAE/AISI 4140, Propriedades mecânicas, Tenacidade à Fratura. 115p.

EVALUATION OF MECHANICAL BEHAVIOR AND THE FRACTURE TOUGHNESS OF STEEL SAE / AISI 4140 SUBMITTED TO CRYOGENIC HEAT TREATMENT

The mechanical properties of materials has always been an object of study over the years. Until today, research will enable the development of new materials with specific properties increasingly directed to the specificities of modern industry.

Throughout this research work, carried out an assessment in respect of some mechanical properties in tensile steel SAE/AISI 4140 and was also an assessment of the fracture toughness of the material subjected to different routes heat treatment.

All specimens were austenitized at a temperature of 850°C and quenched in oil. After this step, were fractionated batches for cooling to -80°C and also paw treatment at cryogenic temperatures to -196°C immersed in liquid nitrogen. The time spent in this stage varied from batch to batch. Then the specimens were tempered for one hour at 200°C and a single batch passed through tempering at a hold temperature of 320°C.

There was no significant increase in hardness after treatment and cryogenic cooling. The properties in tension showed improved when compared with the conventional heat treatment of quenching and tempering. The route of tempering at 320°C was not interesting.

The values of fracture toughness measured from the experimental model of this study showed no significant variation in the treatments imposed on specimens.

Keywords: Heat treatment, Cryogenics, SAE/AISI4140, Mechanical properties, Fracture Toughness. 115p.

CAPÍTULO 1 – INTRODUÇÃO

1.1 Introdução

Nas últimas décadas, muito interesse tem sido demonstrado em relação aos efeitos de tratamentos a baixas temperaturas no desempenho dos aços.

A utilização de temperaturas abaixo de zero para a melhoria das propriedades do aço não é uma prática recente. As experiências criogênicas são diversas, que vão desde a exposição de componentes de relógios às severas temperaturas dos Alpes suíços até o resfriamento de bolas de golfe em nitrogênio líquido para melhorar o deslocamento das mesmas em competições profissionais. No entanto, a prática industrial começa a se beneficiar dos tratamentos de criogenia em função da consolidação da técnica, do desenvolvimento de pesquisas na área e pela redução de custo da tecnologia de tratamentos de resfriamento.

Ainda na década de 30, estudos foram realizados com intuito de melhorar as propriedades mecânicas dos aços através do processo sub-zero, que conduzido em temperaturas da ordem de -80°C (usando metanol, gel o seco ou freon) transforma a austenita retida (após a têmpera) em martensita. (Vales, 2011).

A partir da década de 70, com o desenvolvimento de tecnologias a baixas temperaturas, o processo criogênico foi estendido para a faixa de -196°C . Foram reportadas melhorias significativas em diversos ramos da tecnologia, incluindo o aumento de precisão em canos de armas e aumento na resistência ao estiramento de fibras de polímeros usadas na fabricação de velas para barcos e veleiros.

O real valor dos tratamentos criogênicos em aços e outros materiais vêm sendo debatido há muitos anos e ainda hoje muitos profissionais do ramo metalúrgico têm sérias restrições ao uso dos mesmos. Felizmente existe hoje uma série de trabalhos sérios com fortes evidências experimentais a favor das práticas criogênicas em aços. Os mecanismos envolvidos na melhoria das propriedades mecânicas de aços tratados criogenicamente já podem ser explicados por modelos metalúrgicos bastante racionais.

Outro campo importante nos dias de hoje com relação às propriedades mecânicas dos materiais, é a Mecânica da Fratura. A fratura de componentes é um problema que a sociedade tem enfrentado desde a construção de estruturas arcaicas. Atualmente o problema é pior do que em séculos passados devido à complexidade dos equipamentos e exigência de disponibilidade e segurança.

Para se ter uma idéia da importância do desenvolvimento de pesquisas na área de Mecânica da Fratura, um estudo econômico realizado por DUGA em 1983, estimou o custo anual de fratura nos EUA em 1978 de \$119bi, cerca de 4% do produto interno bruto. Além disso, este estudo estima que o custo anual possa ser reduzido em \$35bi se a tecnologia de estudos de falhas por fadiga fosse aplicada, e mais \$28bi se a Mecânica da Fratura também fosse aplicada. (Duga, 1983).

De acordo com KITAGAWA (1994), a Mecânica da Fratura é uma simulação tecnológica que utiliza modelos de trincas para a avaliação da resistência a propagação de trincas em corpos trincados. (Kitagawa, 1994).

Ao longo desse trabalho, foi sintetizada uma pesquisa que associasse essas duas grandes áreas, os tratamentos de resfriamento sub-zero (-80°C) e criogênicos (-196°C) com a Mecânica da Fratura.

Foram preparadas amostras para ensaios de Tração e Tenacidade à Fratura com entalhes usinados por eletroerosão a partir do aço AISI/SAE 4140. As amostras foram fracionadas em lotes e submetidas a diferentes níveis de tratamentos térmicos. A partir de então submetidas a ensaios de tração e de flexão em três pontos nos corpos de prova entalhados.

Os tratamentos de resfriamento sub-zero se mostraram eficazes quanto ao ganho de algumas propriedades mecânicas e não foram notados ganhos significativos com a inclusão de ciclos térmicos a -196°C . O tratamento criogênico não mostrou ser um diferencial frente às etapas de resfriamento a -80°C .

Com relação à medição da Tenacidade à Fratura, a técnica experimental produziu resultados com repetibilidade e que podem ser comparados com resultados de ensaios normalizados para a mesma propriedade, com a possível finalidade de propor, se necessário, uma correlação com suas devidas correções que torne possível a determinação da propriedade em consonância com o modelo normativo, o que tornaria a realização do ensaio de Tenacidade à Fratura mais simples e rápido.

1.2 Objetivo geral

O objetivo desse trabalho foi estudar a influência da inclusão de etapas de resfriamento sub-zero e criogênico nos ciclos de têmpera e revenimento do aço SAE/AISI 4140 quanto a propriedades em tração de Tensão de Escoamento, Tensão Máxima, Tensão de Ruptura e Redução de Área. E, ainda, avaliar alterações na Tenacidade à Fratura a partir de ensaios de flexão em três pontos em amostras com entalhes usinados por eletroerosão.

1.3 Objetivos específicos

Contribuir para os estudos da criogenia em materiais de aplicação para uso geral, em especial o aço SAE/AISI 4140.

Avaliar a influência da aplicação do tratamento criogênico e sub-zero em propriedades em tração e na dureza superficial.

Avaliar se o método de abertura do entalhe por eletroerosão produz resultados repetitivos e se pode ser utilizado como princípio para avaliação da Tenacidade à Fratura.

CAPÍTULO 2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Os Aços – Designação e Classificação

De uma forma geral, o aço é uma liga metálica composta principalmente de ferro e de pequenas quantidades de carbono, geralmente entre 0,008% a 2,14% pC. Os ferros fundidos também são ligas ferro-carbono, que no entanto diferem-se dos aços por terem em sua estrutura uma maior quantidade de carbono, que está compreendida entre 2,14 e 6,7% pC. Além disso, os aços são agrupados em função de seu teor de carbono, como aços de alto, médio e baixo carbono, e ainda temos outras designações como aços-liga, aços-ferramentas e diversos aços especiais que vêm sendo desenvolvidos para as mais diversas aplicações. (Callister, 2008).

Devido a grande quantidade de aços e ligas que surgiram, a necessidade de um sistema de identificação que permitisse a rápida rastreabilidade sobre o tipo de material com o qual se está lidando, algumas entidades internacionais buscaram estabelecer um método que padronizasse e que estabelecesse algum critério para possibilitar essa identificação. Para isso, a designação desenvolvida foi uma metodologia numérica que com sua leitura é possível definir os elementos de liga e o conteúdo de carbono dos aços. (Callister, 2008).

A ABNT, (Associação Brasileira de Normas Técnicas), conta em seu acervo com algumas normas técnicas de referência para a designação dos aços. A tabela abaixo foi construída a partir de dados extraídos da norma ABNT NBR NM 87:2000 afim de elucidar e demonstrar a aplicação do critério supracitado.

Tabela 1 – Designação básica de alguns aços (NBR NM 87:2000, p.3)

| Designação básica de alguns aços | | |
|---|---------------------------|-------|
| Aços carbono | de baixo e médio manganês | 10XX |
| | com adição de Nb | 14XX |
| | de alto manganês | 15XX |
| Aços ligados ao | níquel | 23XX |
| | níquel-cromo | 30XX |
| | cromo-molibdênio | 41XX |
| | níquel-cromo-molibdênio | 43XX |
| Aços carbono e ligados | boro | XXBXX |
| | chumbo | XXLXX |
| | enxofre | XXSXX |

O sistema de numeração possibilitou a identificação e caracterização primária da composição química dos materiais, como segue abaixo.

O aço carbono comum: É designado com 1 como primeiro dígito e 0 como segundo, já que não há nenhum elemento de liga além do carbono. Os aços de baixo carbono são os de numeração SAE/AISI 1005 a 1030, os de médio carbono de 1035 a 1055 e os de alto carbono, de 1060 a 1095 (Norton, 2004).

Os aços liga: Contêm vários elementos adicionados em pequenas quantidades para melhorar a resistência do material, sua capacidade de ser endurecido, resistência à temperatura, resistência à corrosão e outras propriedades. Qualquer nível de carbono pode ser combinado com esses elementos de liga. Adiciona-se cromo para melhorar resistência, ductilidade, tenacidade, resistência ao desgaste e capacidade de ser endurecido. Também se adiciona níquel para melhorar a resistência sem perda de ductilidade, e ele também eleva a capacidade de receber endurecimento superficial. O molibdênio, utilizado em combinação com níquel e/ou cromo, acrescenta dureza, reduz fragilidade e aumenta a tenacidade. Muitos outros elementos de liga podem ser adicionados em combinações variadas para alcançar propriedades específicas (Norton, 2004).

Dentre a grande família existente de aços, destacamos aqui o aço SAE/AISI 4140, objeto desse estudo, como sendo um aço ligado ao cromo-molibdênio de média temperabilidade, que combina alta resistência com elevada tenacidade. É muito utilizado em peças que exigem elevada dureza, resistência e tenacidade. Usado em automóveis, aviões, virabrequins, bielas, eixos, engrenagens, armas, parafusos, equipamentos para a indústria do petróleo. (Norton, 2004).

Apresenta diversas condições de fornecimento, tais como: barras laminadas trefiladas, barras laminadas retificadas ou sem acabamento, barras forjadas dentre outras. (Norton, 2004).

2.2 Propriedades mecânicas dos metais

Muitos materiais, quando em serviço, são submetidos a forças ou cargas; exemplos incluem a liga de alumínio a partir da qual uma asa de avião é construída e o aço do eixo da roda de um automóvel. Em tais situações é necessário conhecer as características do material e projetar o elemento estrutural a partir do qual ele é feito de tal maneira que qualquer deformação resultante não será excessiva e a fratura do material não ocorrerá. O comportamento mecânico do material reflete a correlação entre sua resposta ou deformação a uma carga ou força aplicada. (Callister, 2008)

No entanto, essas propriedades podem ser afetadas por parâmetros diversos. Os principais fatores que afetam os valores medidos das propriedades mecânicas são a composição química, o histórico termomecânico do material, a geometria, temperatura, estado de tensões e velocidade de deformação da estrutura. O fator mais importante na determinação das propriedades de um certo tipo de aço é a composição química. Nos aços carbono comuns, os elementos Carbono e Manganês tem influência no controle da resistência, ductilidade e soldabilidade. A maior parte dos aços carbono estruturais tem mais de 98% de Ferro, de 0,2 a 1% de Carbono e aproximadamente 1% de Manganês (em peso). O Carbono aumenta a dureza e a resistência, mas, por outro lado, afeta a ductilidade e a soldabilidade. Assim, pequenas quantidades de outros elementos de liga são utilizados na melhoria das propriedades do aço, obtendo o máximo em propriedades de uma liga contendo um baixo teor de Carbono. (Callister, 2008).

As propriedades mecânicas de materiais são apuradas (determinadas) pela execução de experimentos de laboratório cuidadosamente projetados que replicam tanto quanto possível as condições de trabalho. Fatores a serem considerados incluem a natureza da carga aplicada e a sua duração, bem como as condições ambientais. (Callister, 2008)

2.3 Determinação de propriedades mecânicas

A determinação das propriedades mecânicas de um material metálico é realizada por meio de vários ensaios. Geralmente esses ensaios são destrutivos, pois promovem a ruptura ou a inutilização do material. Existem ainda os ensaios chamados não-destrutivos utilizados para determinação de algumas propriedades físicas do metal, bem como para detectar falhas internas do mesmo. Na categoria de ensaios destrutivos, estão classificados os ensaios de tração, dobramento, flexão torção, fadiga, impacto, compressão e outros. Os ensaios de dureza que, embora possam, em certos casos, não inutilizar a peça ensaiada, também estão incluídos nessa categoria. (Souza, 1982)

Os ensaios mecânicos são realizados pela aplicação, em um material de um dos tipos de esforços possíveis tração, compressão, flexão, torção, cisalhamento e pressão interna, para determinar a resistência do material a cada um desses esforços. (Souza, 1982)

A escolha do ensaio mecânico mais interessante ou mais adequado para cada produto metálico depende da finalidade do material, dos tipos de esforços que esse material vai sofrer e das propriedades mecânicas que se deseja medir. Os ensaios mecânicos podem também servir para a comparação de materiais distintos e, juntamente com a análise química do material, avaliar a grosso modo a história prévia de um material desconhecido, sem a necessidade de um exame metalográfico mais demorado, isto é, avaliar o tipo de material, o processo de fabricação e sua aplicação possível. Alguns dos ensaios mencionados permitem obter dados ou elementos numéricos que podem ser utilizados no cálculo das tensões de trabalho e no projeto de uma peça. Outros, porém fornecem apenas resultados comparativos ou qualitativos do material e servem somente para auxiliar ou completar o estudo ou o projeto. (Souza, 1982)

2.4 O Aço SAE/AISI 4140

Os aços da família SAE/AISI 41XX são usados em aplicações de engenharia na condição “temperado e revenido” ou “normalizado, temperado e revenido”, este último quando é necessário assegurar elevados níveis de tenacidade. Os aços baixa liga dessa família, especialmente o 4130 e o 4140, estão entre os aços mais usados na indústria do petróleo em aplicações de alta resistência. Esses aços se apresentam em destaque do ponto de vista de utilização porque são facilmente tratados termicamente para os níveis de resistência requeridos pelos códigos API (American Petroleum Institute), são relativamente baratos e bastante disponíveis no mercado. (Dufour, J.D.,2002)

Em relação aos aços carbono, os baixa liga da família 41XX são modificados ao cromo e ao molibdênio, e em relação ao SAE/AISI 4130 e os aços SAE/AISI 4140 e 4150, esses apresentam teores mais elevados de carbono e manganês, o que aumenta bastante sua temperabilidade. (Dufour, J.D.,2002)

De uma forma geral, os aços baixa liga médio carbono apresentam como principal motivação de suas aplicações a excelente temperabilidade, combinada com alta resistência. Por outro lado, um grande problema que esses aços podem apresentar é a não-uniformidade das propriedades mecânicas ao longo do comprimento do forjado. Além disso, as propriedades podem variar de uma maneira irregular. Por exemplo, a região de mais alta resistência à tração pode também oferecer o maior valor de impacto, ou uma resistência à tração constante ao longo do comprimento de um forjado pode estar associada com uma grande variação nos valores de impacto. Maropoulos *et al.*, (2004), estudaram as propriedades mecânicas de dois aços baixa liga Cr-Mo-Ni-V médio carbono, ambos apresentando composições químicas bastante semelhantes. Nesse trabalho os forjados tiveram um histórico térmico quase idêntico e ainda assim apresentaram propriedades mecânicas significativamente diferentes. (Maropoulos *et al.*, 2004).

A partir dos principais aços dessa classe (SAE/AISI 4130, 4140 e 4150), são feitas modificações na composição química para se alcançar otimização de alguma propriedade específica, porém nenhum novo aço comercial foi desenvolvido durante os últimos anos. Os estudos voltados para essa classe de aços têm objetivado o aumento da ductilidade e tenacidade, a minimização da variação das propriedades e conseqüentemente uma maior confiabilidade em serviço, através da melhoria e

inovações de técnicas de refino e processamento e também através de um maior controle do processamento e inspeção. (Philip, T.V.; Mccaffrey, T.J., 1990).

O aço 4140 apresenta como principais constituintes após tratamento térmico a martensita e a bainita, muito embora poderão ser formadas algumas estruturas com considerável difusão como a ferrita pró-eutetóide, presentes nos diagramas tempo-temperatura-transformação (TTT) para os aços dessa classe. (Ericsson, T. 1991).

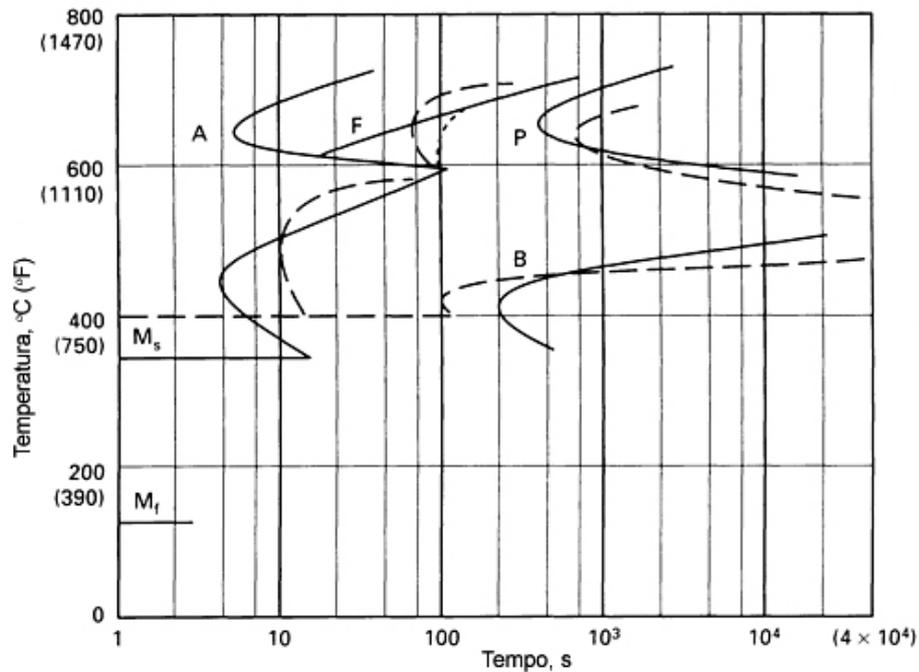


Figura 1: Diagrama TTT para o aço SAE/AISI 4140 (Ericsson, T. 1991).

O diagrama TTT para os aços é baseado na decomposição da austenita a temperaturas constantes, sendo usado para descrever as condições nas quais os vários tipos de microestruturas se formam. Uma vez iniciada, esta transformação só depende da temperatura, o que significa que, uma vez iniciada a formação da martensita, ela só continua na medida em que houver uma queda de temperatura, independentemente do tempo de permanência em uma determinada temperatura (Chiaverini, 1987)

2.4.1 Microconstituintes

Nos aços, a austenita é a fase em equilíbrio em temperaturas elevadas que se transforma em martensita sob resfriamento rápido o suficiente para alterar as condições de equilíbrio da fase ferrita. A transformação martensítica é adifusional, e por essa razão a martensita tem exatamente a mesma composição que a austenita, até 2% de carbono. Como a difusão é suprimida, normalmente pelo resfriamento rápido, os átomos de carbono não se dividem entre cementita e ferrita, e sim são aprisionados nas posições octaédricas de uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), produzindo então uma nova fase, a martensita. A solubilidade de carbono em uma estrutura CCC é enormemente excedida quando a martensita se forma, esta assume então uma estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC). (Krauss, G; 1995).

A martensita é uma fase particular que se forma nos aços. Ela tem sua própria estrutura cristalina e composição e é separada de outras eventuais fases por interfaces bem definidas, entretanto ela é uma fase metaestável que está presente apenas porque a difusão foi suprimida. Se a martensita for aquecida a uma temperatura onde os átomos de carbono tenham mobilidade, estes difundem dos sítios octaédricos para formar carbonetos. Como resultado, a tetragonalidade é aliviada, e a martensita é substituída por uma mistura de ferrita e cementita como previsto pelo diagrama de fase Fe-C, e desde que se trate de um aço ao carbono.

A martensita é formada por um mecanismo de cisalhamento, no qual vários átomos se movimentam cooperativamente e quase simultaneamente para efetuar a transformação, mecanismo este bem diferente do movimento de átomo por átomo através de interfaces durante as transformações difusionais. A cinética da transformação martensítica é atérmica, uma vez que a conversão da microestrutura austenítica em martensítica acontece continuamente com o decréscimo da temperatura durante resfriamento suficientemente rápido e contínuo. A martensita nos aços apresenta duas morfologias, ripas e placas. As ripas, formadas em aços de baixo e médio carbono, são placas longas e finas que se formam lado a lado, e estão alinhadas paralelamente entre si. As ripas são agrupadas em entidades estruturais maiores, os blocos. Os detalhes microestruturais desse tipo de martensita são muito finos para serem revelados por microscopia ótica. As placas descrevem propriamente a forma das unidades de martensita que se formam em aços de alto teor de carbono. (Krauss, G; 1995).

No diagrama tempo-temperatura-transformação dos aços pode-se observar que existe uma faixa larga de temperatura em que não há formação de perlita ou martensita. Nesta região ocorre a formação de agregados finos de ripas de ferrita e partículas de cementita, cuja estrutura é denominada bainita. A bainita pode ser formada com altas taxas de resfriamento para impedir a formação de perlita, sem, no entanto formar martensita. Todavia, existem semelhanças estruturais e de transformação tanto com a perlita quanto com a martensita. (Bhadeshia, H.K.D.H.,2001).

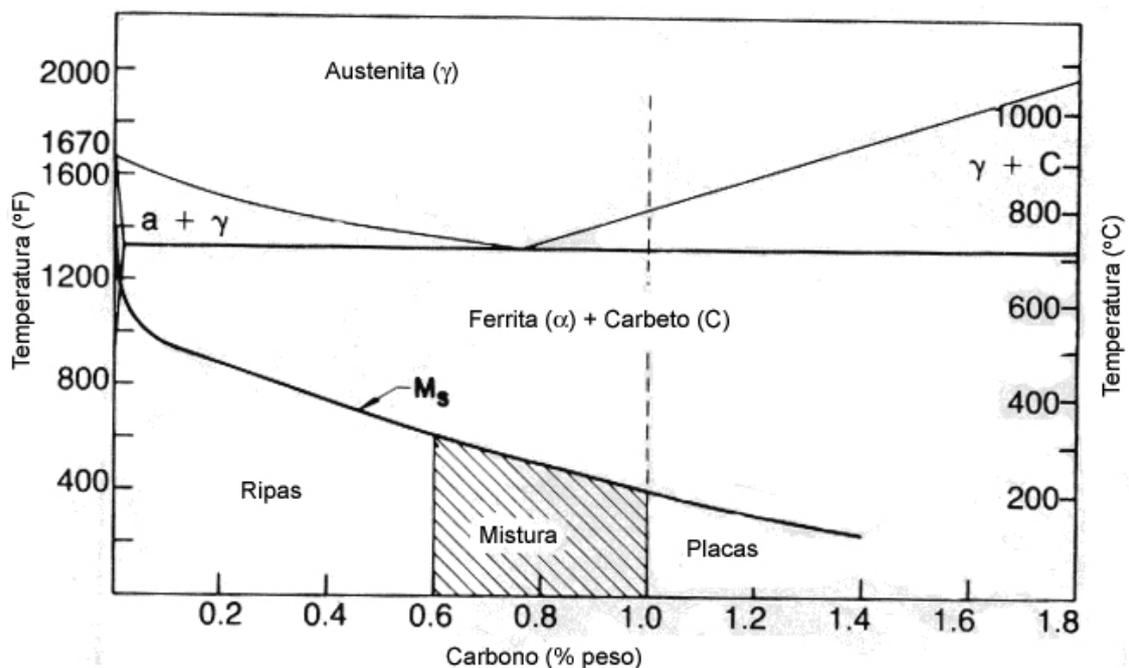


Figura 2: Faixas de formação da martensita em placas e da martensita em ripas em ligas Fe-C. (Krauss, G; 1995).

Da mesma forma que a perlita, a bainita é uma mistura das fases ferrita e cementita, e é por isso dependente da divisão controlada por difusão dos átomos de carbono entre ferrita e cementita. Por outro lado, a estrutura da bainita difere da perlita uma vez que a ferrita e a cementita são arranjadas de forma não lamelar cuja característica depende da composição da liga e da temperatura de transformação. Semelhante à martensita, a ferrita da bainita pode estar na forma de ripas ou placas contendo uma estrutura de discordâncias e, por isso, em determinada extensão, o mecanismo de formação da bainita envolve tanto cisalhamento como difusão. (Krauss, G; 1995).

Podem ser identificadas algumas formas da bainita, basicamente superior, inferior e granular, entretanto nos aços baixa liga tratáveis termicamente, a bainita que se forma é consequência de uma velocidade de resfriamento inefetiva para a completa transformação martensítica, que na prática seria a desejada, e a bainita é do tipo granular formada em resfriamento contínuo. (Krauss, G; 1995).

A bainita granular não é facilmente distinguível das bainitas superior ou inferior formadas em transformação isotérmica quando examinadas no microscópio eletrônico de transmissão uma vez que seus mecanismos de formação não são diferentes. No entanto, como a microestrutura se forma gradualmente durante o resfriamento, os feixes de bainita podem ser maiores. No microscópio óptico a microestrutura tem a aparência de blocos de bainita e austenita, sendo considerado apropriado empregar o termo "granular". (Bhadeshia, H.K.D.H.,2001).

2.4.2 Temperatura de Austenitização

Outra medida importante, que traz informações sobre o processamento que o material sofreu e sobre a Tenacidade esperada, é o tamanho de grão da austenita prévia. Quando se realiza o tratamento de normalização anterior ao de têmpera e revenimento refina-se o grão austenítico, que traz dois efeitos distintos, sendo um o de reduzir a temperabilidade (e muitas vezes dificultar a formação martensítica permitindo estruturas difusionais de baixa Tenacidade) e o outro o de uniformizar a estrutura e conferir maior Tenacidade à estrutura martensítica (de preferência quando maior quantidade de martensita é formada). (ASM Source Articles, 1996).

Em um levantamento feito por Tomita (1995), sobre o desenvolvimento de estudos para melhoria da Tenacidade à Fratura de aços baixa liga alta resistência, um dos métodos de controle microestrutural apontados é o tratamento térmico com alta temperatura de austenitização. Ele relata que embora aços baixa liga alta resistência comerciais, sejam convencionalmente austenitizados em baixas temperaturas (tipicamente 870°C) antes da têmpera e revenimento para a produção de um tamanho de grão austenítico prévio refinado e de uma boa combinação de propriedades mecânicas, há trabalhos sugerindo que austenitização de aços em temperaturas superiores a 1100°C ao invés de temperatura convencional aumenta dramaticamente a Tenacidade à Fratura em deformação plana K_{IC} para o estado como temperado, sendo este efeito benéfico reforçado por têmpera rápida. (Tomita, Y; 1995).

Entre outros, segundo Tsangarakis, N.; (1983), este efeito foi observado para os aços SAE/AISI 4130, 4140, 4330 e 4340. No artigo de Parker e Zackay, (1973), são mostrados valores resultantes desse tratamento para alguns desses aços e o procedimento é discutido, sendo que a efetividade do tratamento de austenitização em alta temperatura em reduzir a fragilidade é atribuída ao fato de que como a energia média de contorno de grão é mais baixa após o crescimento do grão, há um atraso na nucleação de produtos de decomposição da austenita nos contornos (aumento da temperabilidade da bainita), uma vez que microestruturas mistas são conhecidamente malélicas à Tenacidade, especialmente quando uma fase minoritária está presente como uma rede nos contornos de grãos da austenita prévia. (Parker, E.R.; Zackay, V.F.; 1973).

Todavia, é destacado por (Tomita, Y; 1995) que a grande melhoria na Tenacidade à Fratura não é frequentemente acompanhada pela energia de impacto Charpy. De fato, em um trabalho anterior (Tomita, Y; 1991) que utilizava este tratamento de alta temperatura de austenitização, havia sido constatado pelo próprio Tomita que ao mesmo tempo que a Tenacidade à Fratura aumentava, havia também reduções da resistência e da energia de impacto Charpy como resultado da estrutura de grãos grosseiros. Foi então concluído que a alta temperatura de austenitização não é um método completamente adequado para melhoria da Tenacidade à Fratura.

2.5 Mecânica da Fratura

2.5.1 Histórico e Conceitos Gerais

2.5.1.1 Perspectiva Histórica

Projetar estruturas para evitar a fratura não é uma idéia nova. O fato de que muitas estruturas encomendadas pelos faraós do antigo Egito e os césares de Roma ainda estão de pé é um testemunho da capacidade dos primeiros arquitetos e engenheiros. Na Europa, vários edifícios e pontes construídas durante o período renascentista ainda são usados para a finalidade pretendida. (Anderson, 2005).

As estruturas antigas que ainda estão de pé hoje obviamente representam projetos bem sucedidos, apesar de o conhecimento de mecânica ser limitado antes de o tempo de Isaac Newton. Muitos projetos viáveis foram, provavelmente, conseguido em grande parte por tentativa e erro. (Anderson, 2005).

Os romanos supostamente testavam cada nova ponte, exigindo que o engenheiro de projeto ficasse debaixo enquanto transitavam os veículos da época sobre ela. Tal prática não só proporcionaria um incentivo para o desenvolvimento de bons projetos, mas também pode resultar em o equivalente social da seleção natural darwiniana, onde os piores engenheiros eram “retirados” da profissão. (Anderson, 2005).

Mais tarde, com a Revolução Industrial veio a produção em massa de ferro e aço, logo houve um aumento na disponibilidade de materiais de construção relativamente dúcteis, eliminando as restrições anteriores de projeto. Assim, foi finalmente possível construir estruturas que suportavam maiores cargas de trabalho. (Anderson, 2005).

No entanto, a mudança nos materiais das construções (tijolos e argamassas) para materiais metálicos trouxe consequências até então inesperadas nos projetos. Um dos mais famosos desses fracassos foi a ruptura de um tanque de melaço em Boston em janeiro de 1919 (Shank, M.E., 1953), mais de 2 milhões de litros de melaço foram derramados, resultando em 12 mortes, 40 feridos, danos enormes à propriedades e vários cavalos afogados. A causa da falha do tanque de melaço foi em grande parte um mistério no tempo. Na primeira edição de seu texto sobre elasticidade publicado em 1892, (Love, A.E.H., 1944), observou que "as condições de ruptura eram apenas vagamente compreendidas."

De forma complementar, nesse tempo, os projetos tinham tipicamente aplicados fatores de segurança de 10 ou mais (com base na resistência à tração), em um esforço para evitar essas falhas aparentemente aleatórias. (Anderson, 2005).

2.5.1.2 Pesquisas de Fratura Precoce

Experimentos realizados por Leonardo da Vinci vários séculos anteriormente, forneceu algumas pistas sobre a causa raiz das fraturas. Leonardo da Vinci mediu a resistência de fios de ferro e descobriu que a resistência variou inversamente com o comprimento do fio. (Anderson, 2005).

Estes resultados implicavam que falhas no material controlavam a resistência; um fio mais longo correspondeu a um volume de amostra maior, e uma maior probabilidade de amostragem de uma região contendo uma falha. No entanto, estes resultados foram somente qualitativos. (Anderson, 2005).

Uma conexão quantitativa entre tensão de fratura e tamanho da falha veio do trabalho de Griffith, que foi publicado em 1920 (Griffith, A.A., 1920). Ele aplicou uma análise de tensões em um furo elíptico (realizado por Inglis [Inglis, C.E., 1913] sete anos antes) para a propagação instável de uma trinca. Griffith associou a primeira lei da termodinâmica para formular uma teoria de fratura baseada em um balanço de energia simples. De acordo com esta teoria, uma falha torna-se instável e, portanto, a fratura ocorre, quando a mudança energia de deformação que resulta de um incremento de crescimento da trinca é suficiente para superar a energia de superfície do material. O modelo de Griffith previu corretamente a relação entre resistência e tamanho da falha em amostras de vidro. Esforços subsequentes para aplicar o modelo de Griffith para metais não tiveram sucesso.

Uma vez que este modelo assume que o trabalho de fratura vem exclusivamente a partir da energia de superfície do material, a abordagem de Griffith aplica-se apenas aos sólidos idealmente quebradiços. A modificação para o modelo de Griffith, que tornou a teoria aplicável aos metais, não veio até 1948. (Anderson, 2005).

2.5.1.3 O caso dos Navios Liberdade (The Liberty Ships)

A mecânica da fratura progrediu por ser uma curiosidade científica, de sua ligação com disciplinas da engenharia, e principalmente por causa do que aconteceu com os navios da liberdade durante a Segunda Guerra Mundial (Williams, M.L.; Ellinger, G.A., 1953).

Nos primeiros dias da Segunda Guerra Mundial, os EUA tornaram-se fornecedores de navios e aviões para a Grã-Bretanha nos termos da “*Lei de Lend-Lease*” (*Lei na qual o governo americano passaria a fornecer material bélico e outros serviços aos aliados na guerra mundial iniciada em 1939*). A maior necessidade da Grã-Bretanha na época era de navios de carga para transportar suprimentos. A marinha alemã estava afundando navios de carga, três vezes a taxa em que eles poderiam ser substituídos com os atuais procedimentos de construção naval. (Anderson, 2005).

Sob a orientação de Henry Kaiser, um famoso engenheiro de construção, cujos projetos anteriores incluem a Barragem de Hoover, (*Barragem de Hoover, está situada no Black Canyon, no rio Colorado na fronteira entre o estado de Nevada e Arizona, a 48 Km a sudeste de Las Vegas, Estados Unidos da América. É uma barragem de betão armado de arco de gravidade, tem uma altura de 221 m (726 pés) e uma largura de 379 m (1.244 pés), sendo uma das maiores barragens do mundo*). Os EUA desenvolveram um processo revolucionário para a fabricação de navios rapidamente. Estes novos navios, que se tornaram conhecidos como os Liberty Ship, tinham um casco totalmente soldado, em oposição à construção de modelos de navios tradicionais, até então rebitados. (Anderson, 2005).

O programa do navio Liberdade foi um estrondoso sucesso, até que um dia, em 1943, quando uma das embarcações quebrou completamente em dois enquanto navegava entre a Sibéria e o Alasca. Subsequentes fraturas ocorreram em outros navios Liberdade. Dos cerca de 2700 navios Liberdade construídos durante a Segunda Guerra Mundial, cerca de 400 fraturaram, dos quais 90 foram considerados graves. Em 20 navios a falha foi praticamente total, e cerca de metade delas quebrou-os totalmente em dois. (Anderson, 2005).

As investigações revelaram que as falhas nos *Liberty Ships* foram causadas por uma combinação de três fatores:

- As soldas foram realizadas por pessoal sem qualificação ideal e continham trincas.
- A maioria das fraturas iniciadas no convés foram em cantos de escotilhas quadradas, onde havia uma concentração de tensão local.
- O aço a partir do qual os navios foram construídos tinham tenacidade pobre, como medido através ensaios de impacto Charpy.

O aço em questão sempre foi adequado para navios rebitados porque a fratura não poderia se propagar através de painéis que foram unidos por rebites. Uma estrutura soldada, no entanto, é essencialmente uma única peça de metal; a propagação de trincas nos navios Liberdade não encontrou nenhum obstáculo significativo, e foram por vezes capazes de atravessar o casco inteiro. (Anderson, 2005).

Uma vez que as causas da falha foram identificadas, os navios liberdade restantes foram adaptados com reforços arredondados nos cantos das escotilhas. Além disso, placas de aço de altas tenacidades foram cravadas no convés em locais estratégicos. Estas correções impediram fraturas mais graves. (Anderson, 2005).

A longo prazo, a resistência dos aços estruturais desenvolvidos melhoraram bastante e normas de controle de qualidade em soldagem foram desenvolvidas. Além disso, um grupo de pesquisadores do Laboratório de Pesquisa Naval em Washington, DC., estudou o problema FRATURA em detalhe. O campo que hoje conhecemos como Mecânica da Fratura nasceu neste laboratório durante a década após a guerra.

2.5.1.4 Pesquisas da Mecânica da Fratura no Pós Guerra

O grupo de pesquisa de Mecânica da Fratura no Laboratório de Pesquisa Naval foi liderada pelo Dr. G.R. Irwin. Após estudar os primeiros trabalhos de Inglis, Griffith, e outros, Irwin concluiu que as ferramentas básicas necessárias para análise de fraturas já estavam disponíveis. (Anderson, 2005).

A primeira principal contribuição de Irwin foi ampliar a abordagem de Griffith para metais, incluindo a energia dissipada pelo fluxo plástico local (Irwin, G.R, 1948). Orowan, independentemente propôs uma modificação semelhante à teoria Griffith (Orowan, E., 1948). Durante este mesmo período, Mott (Mott, N.F., 1948) estendeu a teoria de Griffith a uma trinca de rápida propagação.

Em 1956, Irwin, (Irwin, G.R, 1956), desenvolveu o conceito da taxa de liberação de energia, que foi derivada a partir da teoria Griffith, mas numa forma que foi mais útil para resolver problemas de engenharia. Pouco depois, vários dos colegas de Irwin voltaram sua atenção a um artigo de Westergaard, (Westergaard, H.M., 1939), que foi publicado em 1938. Westergaard tinha desenvolvido uma técnica semi-inversa para a análise de tensões e deslocamentos à frente de uma trinca. Irwin, (Irwin, G.R., 1957), utilizou a abordagem de Westergaard para mostrar que as tensões e deslocamentos próximos à ponta de uma trinca poderiam ser descritos por uma única constante que era relacionada com a taxa de liberação de energia. Este parâmetro de caracterização da ponta da trinca ficou, mais tarde, conhecido como o fator de intensidade de tensão.

Durante este mesmo período de tempo, Williams (Williams, M.L., 1957), aplicou uma técnica um pouco diferente para obter soluções de ponta da trinca que eram essencialmente idênticos aos resultados de Irwin. Além disso, uma série de sucessos nas primeiras aplicações da Mecânica da Fratura reforçou a posição deste novo campo na comunidade de engenharia.

2.5.1.5 A Mecânica da Fratura de 1960 a 1980

A Segunda Guerra Mundial, obviamente, separa duas eras distintas na história da Mecânica da Fratura. Há, no entanto, alguma ambiguidade quanto à forma como o período entre o fim da guerra e o presente deve ser dividido. Um limite histórico possível ocorreu por volta de 1960, quando os fundamentos da Mecânica da Fratura linear elástica estavam razoavelmente bem estabelecidos e os pesquisadores voltaram sua atenção para os efeitos da plasticidade na ponta da trinca. (Anderson, 2005).

A Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) deixa de ser válida quando ocorre deformação plástica significativa antes da falha. Durante um período de tempo relativamente curto (1960-1961) vários pesquisadores desenvolveram análises para corrigir os efeitos do escoamento na ponta da trinca, incluindo Irwin (Irwin, G.R., 1961), Dugdale (Dugdale, D.S., 1960), Barenblatt (Barenblatt, G.I., 1962), e Wells (Wells, A.A., 1961). A correção de Irwin para a zona plástica (Irwin, G.R., 1960) foi uma extensão relativamente simples de MFLE, enquanto Dugdale em 1960 e Barenblatt 1962 desenvolveram modelos um pouco mais elaborados com base em uma faixa mais estreita de material deformado na ponta da trinca.

Wells (1961), propôs o deslocamento das faces da trinca como um critério de fratura alternativo quando há plasticidade significativa precedendo a falha. Well mostrou que alguns materiais eram muito dúcteis para aplicar a MFLE, mas Wells notou que as faces da trinca se separaram com deformação plástica. Esta observação levou ao desenvolvimento do parâmetro agora conhecido como o deslocamento de abertura da ponta da trinca (CTOD - crack-tip-opening displacement).

Em 1968, Rice (Rice, J.R., 1968), desenvolveu um outro parâmetro para caracterizar o comportamento de um material não-linear à frente de uma trinca. Ao idealizar a deformação plástica como linear não elástica, Rice foi capaz de generalizar a taxa de liberação de energia para os materiais não-lineares.

Ele mostrou que esta taxa de liberação não linear de energia pode ser expressa como uma integral de linha, que denominou de integral J, avaliada ao longo de um contorno arbitrário em torno da trinca. Na época em que seu trabalho estava sendo publicado, Rice descobriu que Eshelby, (Eshelby, J.D., 1968), havia publicado anteriormente várias integrais chamadas de conservação, uma das quais era equivalente a integral J de Rice. No entanto, Eshelby, não aplicou suas integrais para problemas de fraturas.

Grande parte da fundamentação teórica da mecânica da fratura foi desenvolvida no período entre 1960 e 1980. Sendo que muitas contribuições significativas foram feitas por um bom número de pesquisadores. (Anderson, 2005).

2.5.1.6 A Mecânica da Fratura de 1980 até o Presente

O campo da mecânica da fratura amadureceu nas duas últimas décadas do século 20. As pesquisas atuais tendem a resultar em avanços incrementais ao invés de maiores ganhos. A aplicação desta tecnologia para os problemas práticos está tão difundida que a mecânica da fratura é, agora, considerada uma disciplina de engenharia já estabelecida. (Anderson, 2005).

Modelos mais sofisticados do comportamento dos materiais estão sendo incorporados nas análises da mecânica da fratura. Enquanto a plasticidade foi uma preocupação importante em 1960, os trabalhos mais recentes vão um passo adiante, incorporando o comportamento do material não-linear, dependente do tempo, como viscoplasticidade e viscoelasticidade. (Anderson, 2005).

Outra tendência das pesquisas mais recentes é o desenvolvimento de modelos microestruturais de fratura e modelos para relacionar o comportamento da fratura local e global de materiais. Um tópico relacionado é o esforço para caracterizar e prever a dependência da tenacidade à fratura em função da geometria. (Anderson, 2005).

2.5.2 Mecânica da Fratura Linear Elástica

O desenvolvimento dos estudos a respeito da Mecânica da Fratura iniciou quando os processos usuais de cálculo estrutural se tornaram insuficientes para explicar falhas de estruturas solicitadas por níveis de tensões bastante abaixo dos admissíveis. O modo de falha habitual nestes casos era a propagação instável de uma trinca, sem que tivessem ocorrido apreciáveis deformações plásticas. Assim, a

energia que era absorvida no processo de fratura era pequena. O principal ponto de estudo da Mecânica da Fratura é o comportamento do material quando contém uma fissura, ou seja, uma trinca. O processo de ruptura do material ocorre pelo crescimento de uma fissura. Esta fissura pode ser um defeito inerente ao material, decorrente do processo de fabricação, como trincas de tratamento térmico, defeitos de soldagem, falhas internas em componentes fundidos, etc. Em outros casos a fissura pode se desenvolver devido a uma sollicitação dinâmica, como na nucleação de trincas de fadiga. (Rosa, 2002).

2.5.2.1 Uma visão atômica de fratura

Um material fratura quando a tensão de trabalho aplicada é suficiente, no nível atômico, para quebrar as ligações que mantêm os átomos juntos. A força de ligação é fornecida pelas forças de atração entre átomos. O espaçamento de equilíbrio ocorre quando a energia potencial é mínima. Uma força de tração é necessária para aumentar a distância de separação atômica a partir do valor de equilíbrio; esta força deve exceder a força de coesão para cortar a ligação completamente. (Anderson, 2005). Esta tensão pode ser determinada teoricamente como sendo da ordem de $E/10$, onde E é o módulo de elasticidade do material. Este critério não é muito útil em aplicações práticas porque é impossível medir a tensão que realmente atua na ponta de uma trinca. Um critério para materiais frágeis, denominado de critério de Griffith, baseado em um balanço de energias, prevê a força que deve ser aplicada em um corpo para propagar a fissura ou trinca, e é mais adequado para iniciar o estudo da fratura. (Rosa, 2002).

Como mencionado, a tensão teórica de fratura de um sólido é da ordem de $E/10$, mas a resistência real, que observamos nos materiais de uso corrente, é bem menor, da ordem de $E/100$ ou até $E/1000$. A primeira tentativa de obter uma explicação para esta discrepância foi de Griffith, baseada no modelo analítico da solução elástica da distribuição de tensões em torno de um orifício elíptico, em uma placa infinita. Griffith propôs que a queda de resistência é provocada por defeitos internos ao material, sejam estes macroscópicos ou não. (Rosa, 2002).

Considerando inicialmente, para este caso, o efeito da concentração de tensão, a tensão máxima ocorre na extremidade do eixo maior da elipse e pode ser calculada pela equação a seguir e o modelo é demonstrado na figura 3. (Rosa, 2002).

$$\sigma_{m\acute{a}x} = \sigma_0(1 + 2[a/b]) \quad Eq. 2.1$$

Onde:

$\sigma_{m\acute{a}x}$ = Tensão máxima

σ_0 = Tensão global

$2a$ = Eixo maior da elipse

$2b$ = Eixo menor da elipse

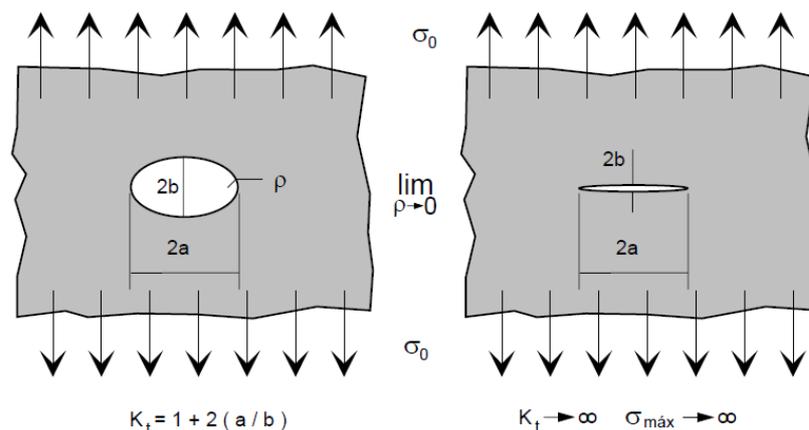


Figura 3: Placa com orifício elíptico, que no limite tende a uma trinca. (Rosa, Edison da; 2002)

Na equação acima o semieixo b da elipse é paralelo à direção da carga aplicada. Para a análise de um defeito interno ao material, este pode ser idealizado como uma trinca que apresenta espessura zero. Assim, esta situação pode ser pensada como um processo de limite, onde a elipse vai se tornando mais e mais achatada e logo b tende a zero e a elipse tende a uma trinca de comprimento $2a$. Para uma elipse qualquer, o menor raio de curvatura é fornecido por:

$$\rho = \frac{b^2}{a} \quad Eq. 2.2$$

Substituindo a equação 3.2 em 3.1, podemos reescrever:

$$\sigma_{m\acute{a}x} = \sigma_0(1 + 2\sqrt{a/\rho}) \quad Eq. 2.3$$

Nota-se que se $\rho \Rightarrow 0$, temos $\sigma_{m\acute{a}x} \Rightarrow \infty$. Este entalhe el\`{i}ptico, al\`{e}m de produzir uma concentra\`{c}\~{o} de tens\~{a}o tamb\`{e}m induz uma condi\`{c}\~{a}o n\~{a}o uniaxial de tens\~{o}es. Nos casos reais em que a geometria \`{e} diferente da analisada, as f\~{o}rmulas exatas para o c\~{a}lculo de $\sigma_{m\acute{a}x}$ variam, mas em todos os casos o efeito de concentra\`{c}\~{a}o de tens\~{a}o aumenta com o aumento da profundidade do entalhe e com a diminui\`{c}\~{a}o do raio de curvatura da ponta do entalhe. Apesar do avan\`{c}o na an\`{a}lise dos problemas de pe\`{c}as com trincas, permitido por esta solu\`{c}\~{a}o, ainda n\~{a}o se explicava porque as trincas maiores se propagam com maior facilidade que as pequenas.

2.5.2.2 Modos de abertura

O campo de deforma\`{c}\~{a}o em torno de uma trinca em um s\~{o}lido qualquer, submetido a um determinado carregamento, pode ser decomposto em tr\`{e}s componentes ou modos de deforma\`{c}\~{a}o (Broek, 1982). Tais modos s\~{a}o definidos a seguir:

Modo de abertura I (Modo I)

As duas faces da trinca s\~{a}o separadas na dire\`{c}\~{a}o y, (tra\`{c}\~{a}o), da figura 4 e as deforma\`{c}\~{o}es s\~{a}o sim\`{e}tricas em rela\`{c}\~{a}o aos planos x-z e x-y. Para esse modo, os deslocamentos da superf\`{i}cie da trinca s\~{a}o sempre perpendiculares ao plano da trinca. (Pereira, 2004)

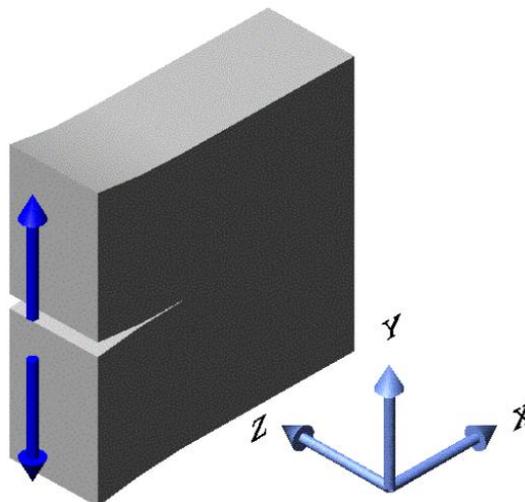


Figura 4: Modo de abertura I. (Pereira, 2004)

Modo de abertura II (Modo II)

As faces da trinca deslizam uma sobre a outra na direção x , (cisalhamento no plano), da figura 5 e as deformações são simétricas em relação ao plano $x-y$ e antissimétricas em relação ao plano $x-z$. Nesse caso, os deslocamentos da superfície da trinca acontecem no plano da trinca e perpendiculares à aresta da extremidade da trinca.

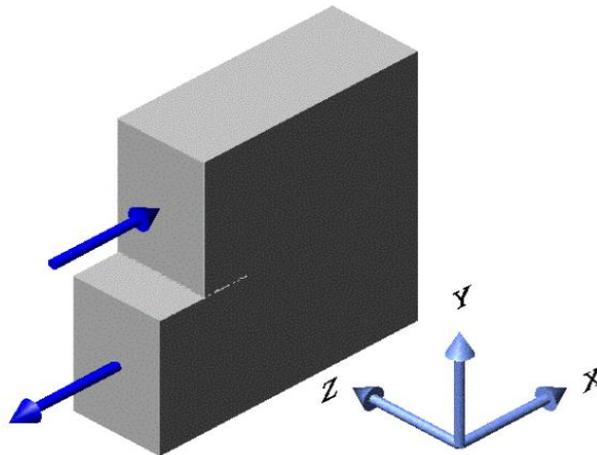


Figura 5: Modo de abertura II. (Pereira, 2004)

Modo de abertura III (Modo III)

As faces da trinca deslizam uma sobre a outra na direção z , (rasgamento), da figura 6 e as deformações são antissimétricas em relação aos planos $x-y$ e $x-z$. Nesse caso, os deslocamentos da superfície da trinca acontecem no plano da trinca e paralelos à aresta da extremidade da trinca.

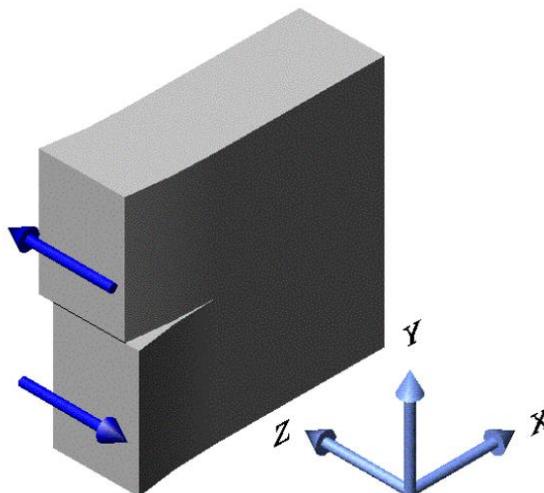


Figura 6: Modo de abertura III. (Pereira, 2004)

2.5.2.3 Fator de intensidade de tensão

Cada modo de abertura possui um campo de tensão associado. A equação que descreve os campos de tensão na vizinhança de uma trinca reta pode ser escrita da seguinte forma. (Broek, 1982).

$$\sigma_{ij}^{(n)} = \frac{K_n}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}^{(n)}(\theta) \quad \text{Eq. 2.4}$$

Na equação 3.4, $n = I, II, III$ indica os modos de abertura, r e θ são coordenadas polares centradas na ponta da trinca e $f_{ij}^{(n)}(\theta)$ são funções diferentes para cada componente do tensor de tensão e para cada modo de abertura. (Broek, 1982).

Os parâmetros K_I , K_{II} e K_{III} são conhecidos como fatores de intensidade de tensão correspondentes aos três modos de abertura. Esses fatores caracterizam a magnitude dos campos de tensão na ponta da trinca. (Broek, 1982).

2.5.2.4 O conceito de Tenacidade

A tenacidade de um material é uma medida da energia que o mesmo absorve antes e durante o processo de fratura. É um fator muito importante na caracterização dos materiais, pois está relacionado à resistência à fratura dos materiais. No ensaio de tração, a área sob a curva tensão-deformação, como mostra a figura 7, nos fornece um indicativo da tenacidade do material. (Godefroid, 2003).

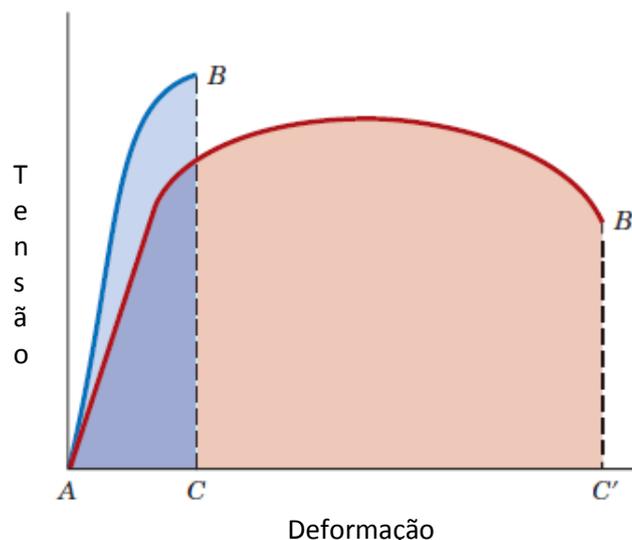


Figura 7: Representações esquemáticas do comportamento tensão-deformação em tração para materiais frágeis e dúcteis carregados até a fratura. (Callister, 2008)

Se a energia absorvida for alta, o material é classificado como tenaz, ou seja, apresenta elevada tenacidade à fratura, por outro lado, se a energia for baixa o material é classificado como frágil. (Callister, 2008)

A tenacidade é uma propriedade inerente do material, que faz com que o mesmo resista a um campo de tensões na ponta da trinca, sem que ocorra a fratura. Na mecânica da fratura linear elástica, a tenacidade pode ser enunciada através do fator (K). (Godefroid, 2003).

O valor crítico do fator de intensidade de tensão é chamado de tenacidade à fratura (K_c). Quando se trata do modo de abertura I, este se torna (K_{IC}). (Garcia A. et al., 2000).

Segundo as teorias de elasticidade e plasticidade desenvolvidas por Irwin, pode-se estabelecer a seguinte relação entre tenacidade à fratura, tamanho de trinca e tensão aplicada no material. (Callister, 2008)

$$K_{(I,II,III)} = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad Eq. 2.5$$

2.5.3 Mecanismos de Fratura nos Metais

Os metais e suas ligas fraturam, em sua maior parte, por três mecanismos mais comuns.

Os materiais dúcteis falham normalmente como o resultado da nucleação, crescimento e à coalescência de vazios microscópicos que se iniciam em inclusões, como mostra a figura 8, ou em partículas de uma segunda fase. (Anderson, 2005).

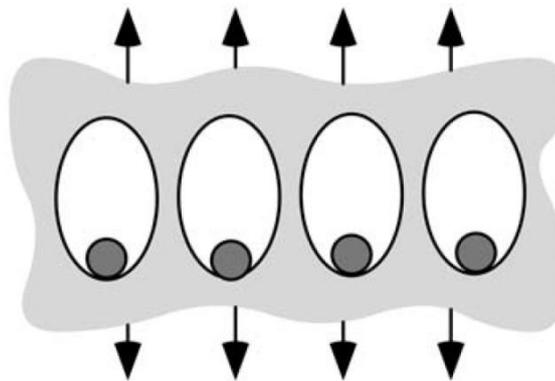


Figura 8: Representação esquemática de mecanismo de fratura dúctil (Anderson, 2005).

Já nas fraturas por clivagem, ocorre a separação ao longo de planos cristalográficos específicos. A figura 9 mostra, que o caminho da fratura é transgranular. Embora a clivagem seja muitas vezes chamada de fratura frágil, ela pode ser precedida por uma grande quantidade de plasticidade e de crescimento dúctil da trinca. (Anderson, 2005).

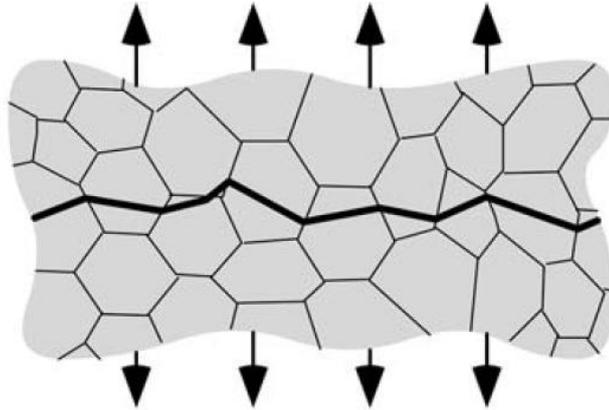


Figura 9: Representação esquemática de mecanismo de fratura por clivagem. (Anderson, 2005).

Nas fraturas do tipo intergranular ilustrada na figura 10, como o próprio nome sugere, ocorre quando os contornos de grão são o caminho preferido da fratura no material. (Anderson, 2005).

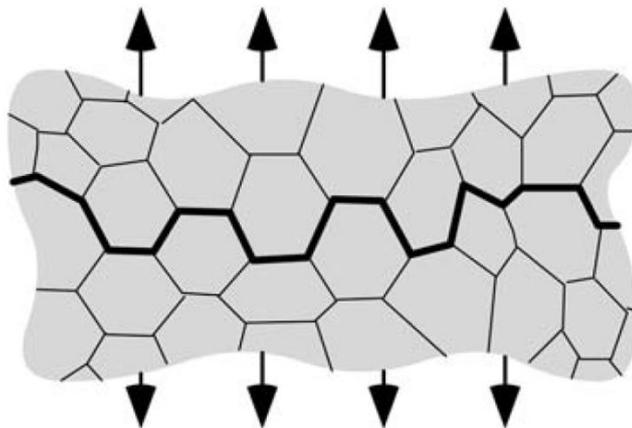


Figura 10: Representação esquemática de mecanismo de fratura intergranular. (Anderson, 2005).

2.5.3.1 Fratura dúctil

A figura 11 ilustra esquematicamente o comportamento à tração uniaxial num metal dúctil.

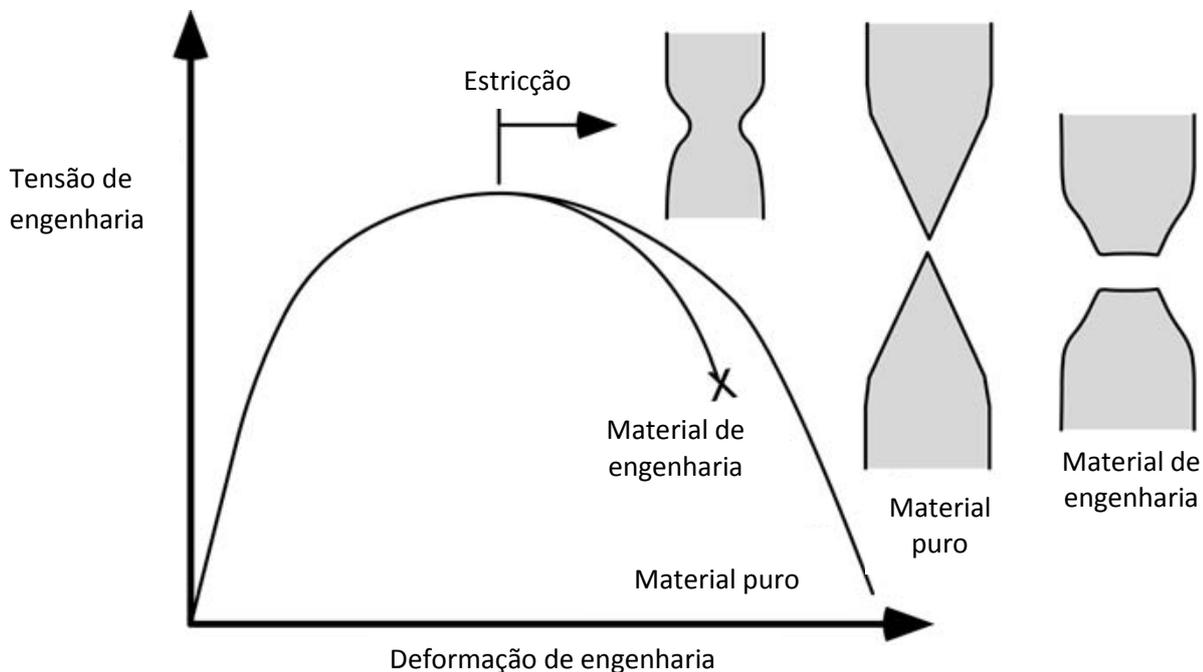


Figura 11: Deformação à tração uniaxial de materiais dúcteis. (Anderson, 2005)

O material, com o decorrer do ensaio, atinge um ponto de instabilidade onde encruamento não pode acompanhar a evolução do ensaio com a perda da área da seção transversal, e forma-se uma região de pescoço para além da carga máxima. Em materiais de pureza muito elevada, o corpo de prova de tração pode apresentar uma estrição como uma ponta afiada, resultando em grande deformação plástica local e com cerca de 100% de redução na área. Materiais que contêm impurezas, no entanto, falham com deformações muito menores. A nucleação de microvazios e inclusões de partículas de uma segunda fase; fazem os vazios crescerem em conjunto para formar uma falha macroscópica, o que conduz à fratura. (Anderson, 2005)

Os estágios comumente observados em uma fratura dúctil são os seguintes:

1. Formação de uma superfície livre em uma inclusão ou segunda fase de partículas, ou por qualquer descoesão de interface ou fissuração de partícula.
2. Crescimento do vazio em torno da partícula, por meio de deformação plástica e tensão hidrostática.
3. Coalescência do vazio crescente com vazios adjacentes.

Em materiais onde as partículas da segunda fase e as inclusões estão bem ligados à matriz, a nucleação de vazios é muitas vezes o passo crítico; a fratura ocorre logo após a formação dos vazios. Quando ocorre a nucleação dos vazios com pouca dificuldade, as propriedades de fratura são controladas pelo crescimento e coalescência dos vazios; os vazios crescentes atingem um tamanho crítico, em relação ao seu espaçamento, e uma plasticidade local desenvolve uma instabilidade os entre espaços vazios, resultando na falha. (Anderson, 2005).

2.5.3.2 Nucleação de vazios

Forma-se um vazio em torno de uma partícula de segunda fase ou inclusão quando uma tensão é aplicada com intensidade suficiente para quebrar as ligações interfaciais entre as partículas e a matriz. Um certo número de modelos para estimar a tensão de nucleação de vazios têm sido publicados, alguns dos quais são baseados na teoria contínuo (Argon, A.S., *et al* 1975 e Beremin, F.M., 1981), enquanto outros incorporam interações entre o deslocamento de partículas (Brown, L.M. and Stobbs, W.M., 1976 e Goods, S.H. and Brown, L.M., 1979).

O modelo do contínuo mais amplamente utilizado para nucleação de vazios é devido à Argon *et al.* (1975). Eles argumentaram que a tensão interfacial em uma partícula cilíndrica é aproximadamente igual à soma da média tensão (hidrostática) e a tensão (Von Mises) efetiva. A tensão de descoesão é definida como uma combinação crítica destas duas tensões:

$$\sigma_c = \sigma_e + \sigma_m \quad Eq. 2.6$$

Onde σ_e é a tensão efetiva, dada por:

$$\sigma_e = \frac{1}{\sqrt{2}} \times \sqrt{[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_2)^2]} \quad Eq. 2.7$$

Onde σ_m é a tensão média, definida como:

$$\sigma_m = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \quad Eq. 2.8$$

Sendo, σ_1 ; σ_2 ; σ_3 as tensões principais normais.

2.5.3.3 Crescimento de vazios e coalescência

Uma vez que os vazios se formam, mais deformação plástica e mais tensão hidrostática fazem com que os vazios cresçam e eventualmente coalesçam. A figura 12 e a figura 13 são fractografias de microscópio eletrônico de varredura (MEV) que mostram superfícies de fratura com presença de microcavidades (dimples) que são típicas de coalescência microvazios. A figura 13 mostra uma inclusão de um vazio nucleado. (Anderson, 2005).

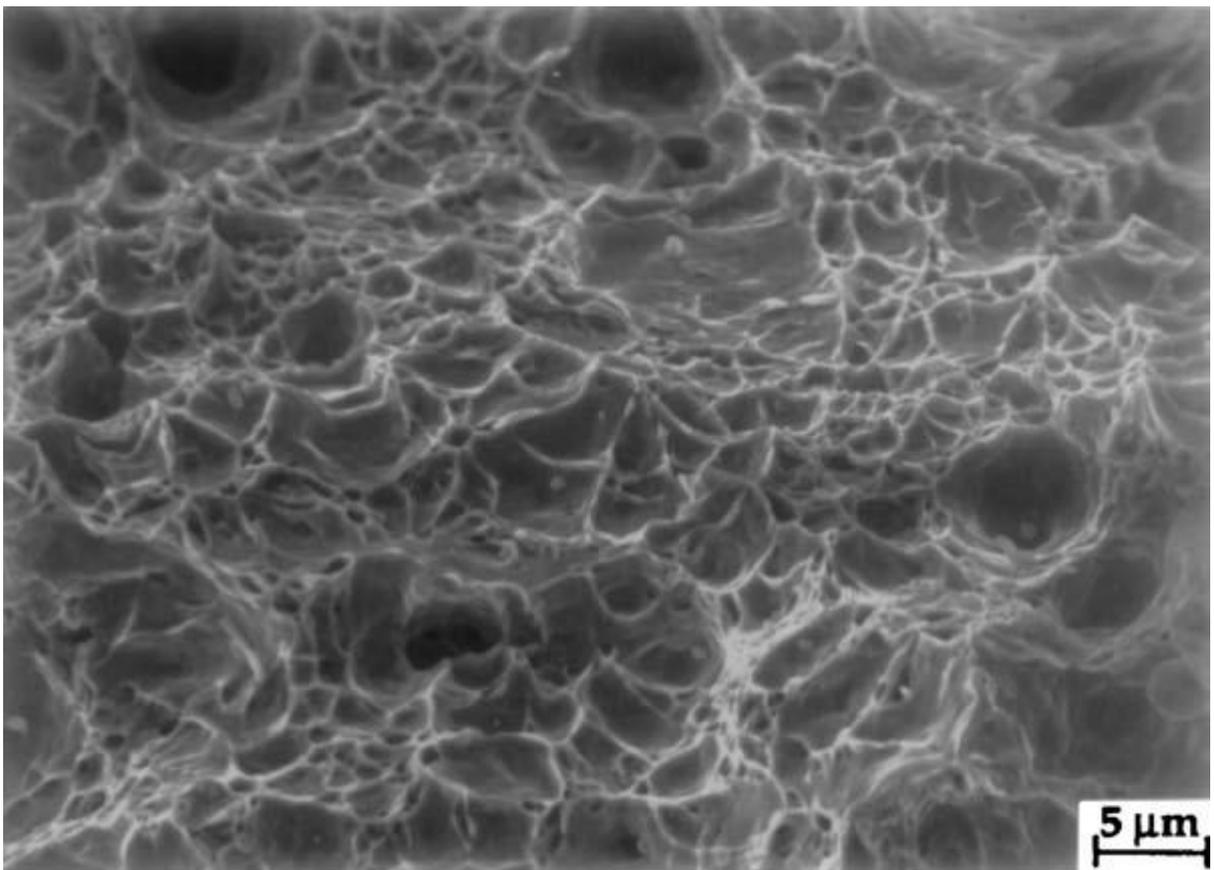


Figura 12: Fotomicrografia obtida por Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), que mostra uma fratura dúctil em um aço de baixo carbono. (Anderson, 2005)

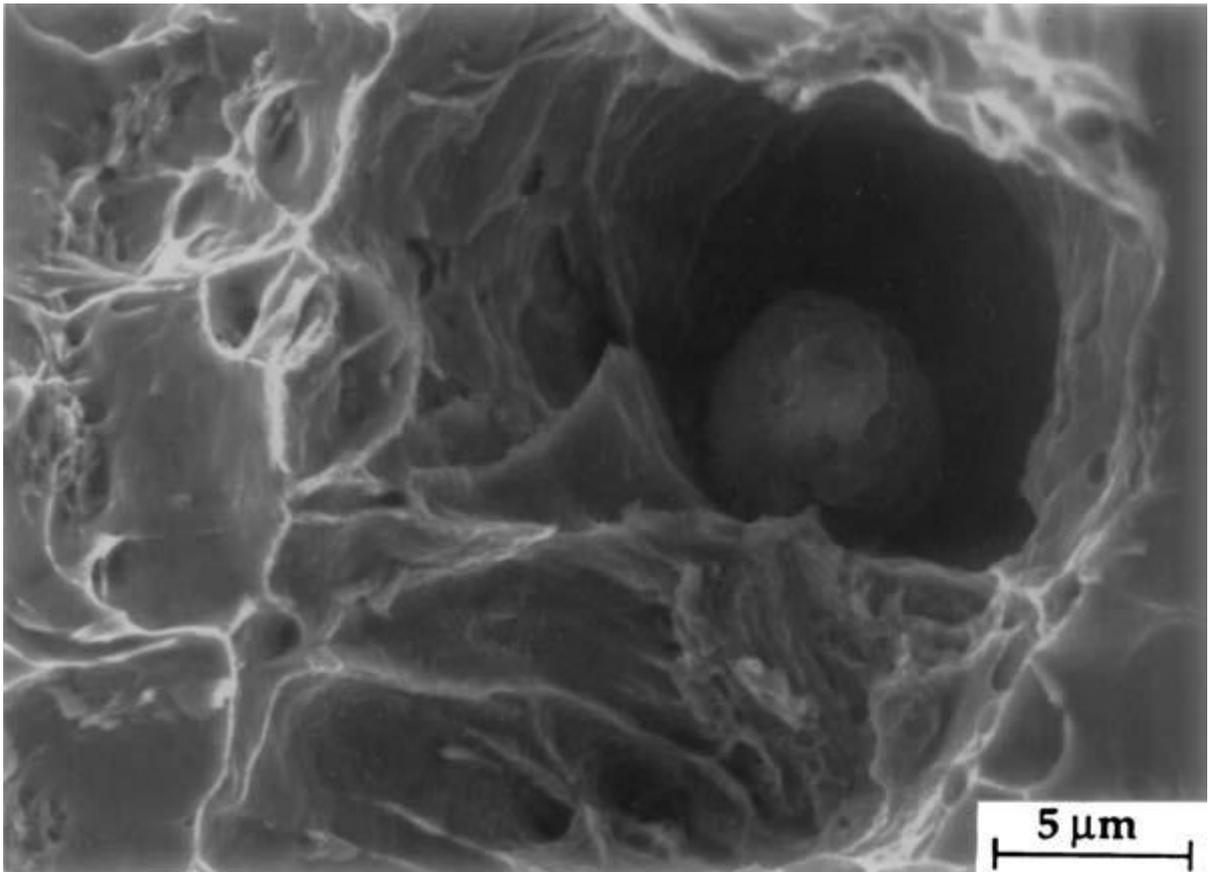


Figura 13: Fotomicrografia de alta ampliação da superfície de fratura. Observa-se uma inclusão esférica em um microvazio nucleado. (Anderson, 2005)

2.5.3.4 Propagação de fratura dúctil

A figura 14 ilustra esquematicamente iniciação de microvazios, o crescimento e a coalescência na ponta de uma trinca pré-existente. De acordo como a estrutura trincada é carregada, as tensões e deformações locais na ponta da trinca tornam-se suficientes para a nucleação dos vazios. Estas cavidades crescem de acordo com o embotamento (arredondamento) da ponta da trinca e eventualmente podem vincular-se à trinca principal. Enquanto o carregamento continua a trinca cresce. (Anderson, 2005).

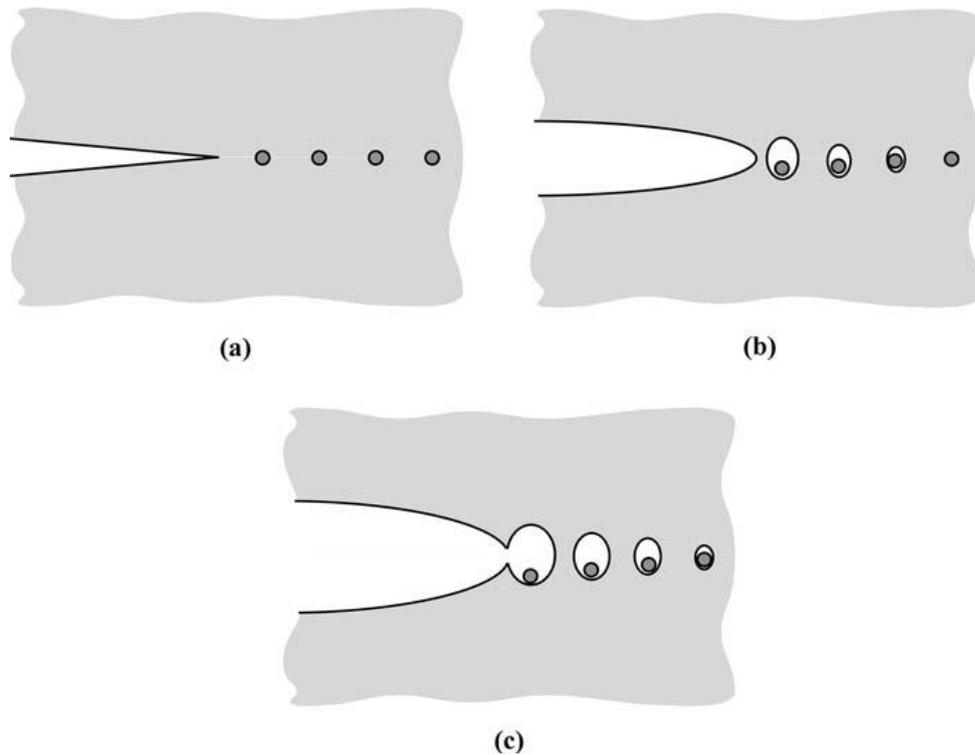


Figura 14: Mecanismo de crescimento de trinca dúctil: **(a)** estado inicial, **(b)** crescimento de vazios na ponta da trinca, e, **(c)** coalescência de vazios com a ponta da trinca. (Anderson, 2005)

Quando a deformação plástica precedendo a fratura é intensa, dizemos que a fratura é dúctil. Como a deformação plástica ocorre com consumo de energia, a fratura dúctil está vinculada a um comportamento tenaz. Sob o ponto de vista de micromecanismos de fratura, podemos dizer que a fratura dúctil normalmente ocorre por cisalhamento, enquanto que a fratura frágil ocorre por clivagem.

A fratura dúctil tem como característica a formação de lábios de cisalhamento e o crescimento da trinca se dá em um ângulo de 45° a partir da tensão máxima principal.

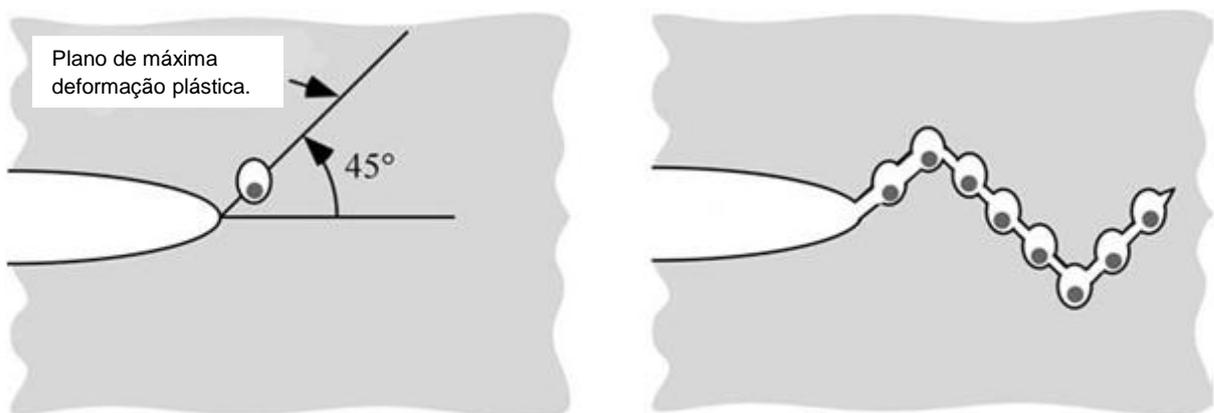


Figura 15: Crescimento de trinca dúctil em 45° em padrão ziguezague. (Anderson, 2005)

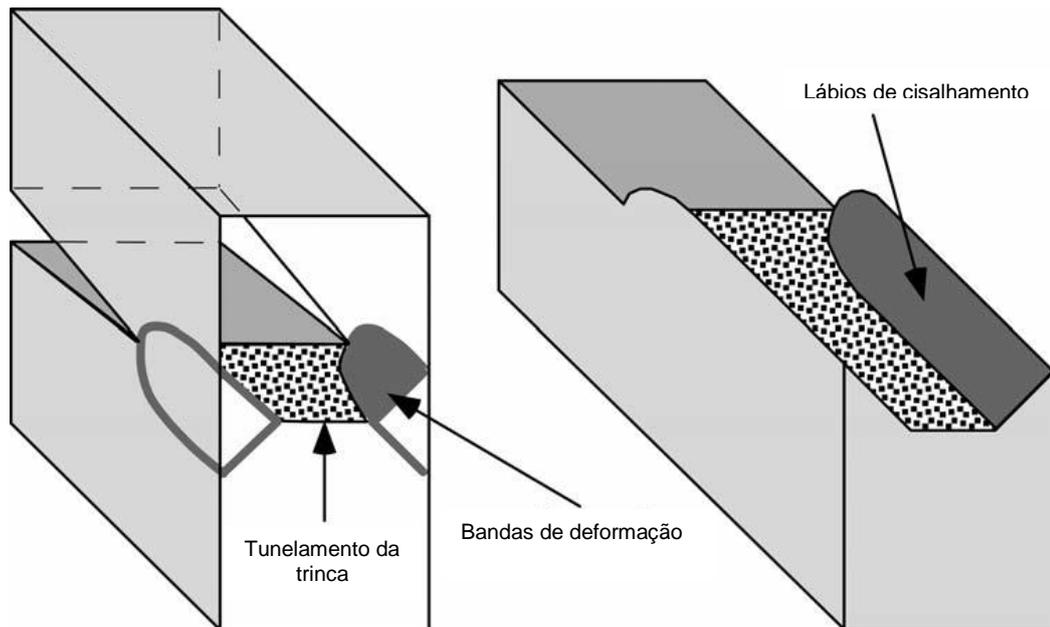


Figura 16: Crescimento de uma trinca dúctil. Os lábios de cisalhamento são produzidos pelo mesmo mecanismo como a taça e o cone em um ensaio de tração com tensão uniaxial. (Anderson, 2005).

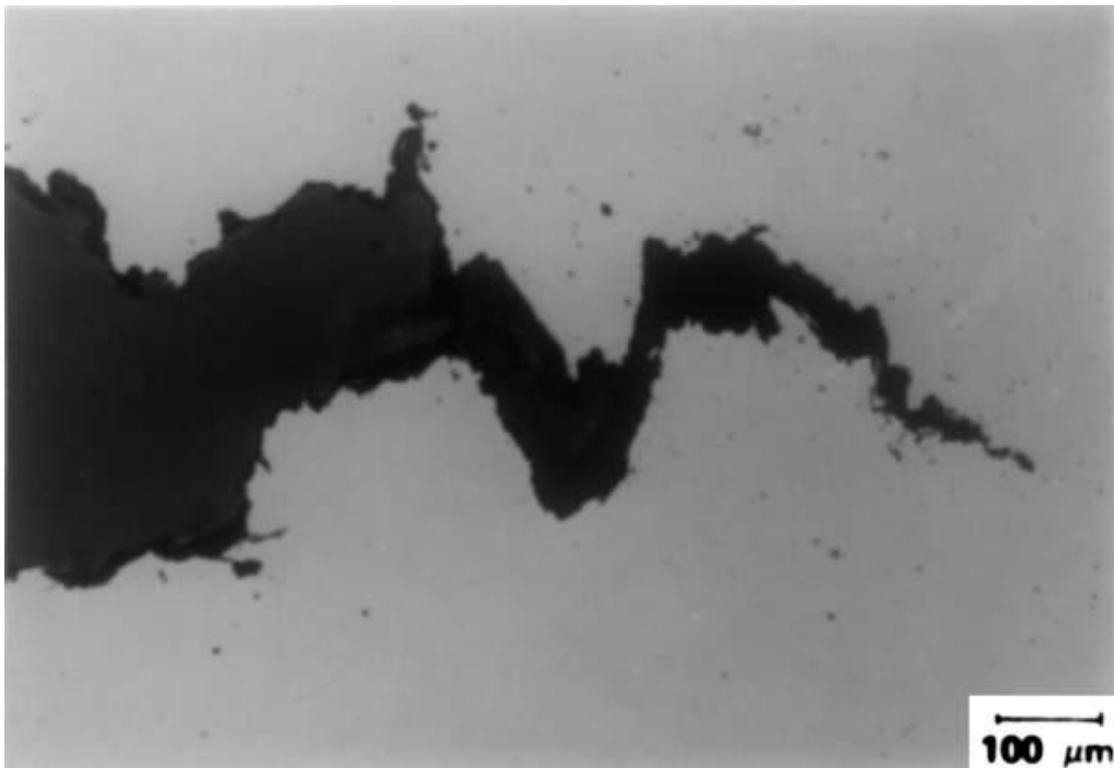


Figura 17: Micrografia óptica mostrando o crescimento de uma trinca dúctil em um aço de baixa liga A 710 de alta resistência. (ASTM STP 668, American Society for Testing and Materials, Filadélfia, PA, 1979, pp. 175–194.).

2.5.3.5 Clivagem

A fratura por clivagem pode ser definida como a propagação rápida de uma trinca ao longo de um plano cristalográfico particular. Os planos de clivagem preferidos são aqueles com a menor densidade de empacotamento, uma vez que menos ligações devem ser quebradas e o espaçamento entre planos é maior. A propagação da trinca muda de direção a cada vez que cruza uma fronteira de grãos; a trinca procura o plano de clivagem mais favoravelmente orientado em cada grão. A orientação nominal da trinca de clivagem é perpendicular à tensão máxima principal. A superfície de fratura por clivagem é marcada por um relevo característico, denominado “marcas de rio” (river marks). Este relevo surge do encontro de facetas de clivagem crescendo em planos paralelos. Em metais, a fratura final entre as facetas envolve considerável deformação plástica, o que leva a um aumento na energia absorvida no processo de fratura. (Anderson, 2005).

As figuras 18 e 19 mostram uma fractografia de uma fratura por clivagem em um aço de baixa liga. A superfície multifacetada é típica de clivagem em um material policristalino; cada faceta corresponde a um único grão. As marcas de rio em cada faceta também são típicas de fratura por clivagem. Estas marcações são assim chamadas porque várias linhas convergem para uma única linha, assim como afluentes de um rio. (Anderson, 2005).

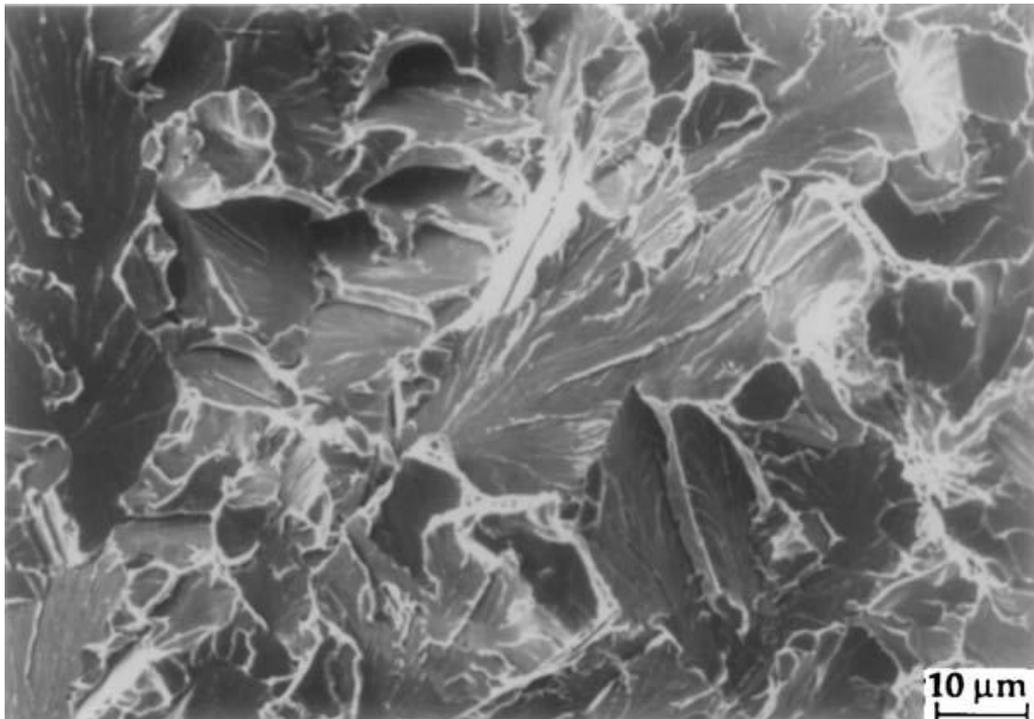


Figura 18: Fractografia de clivagem em um aço liga ASTM A508 Classe 3. (Anderson, 2005).

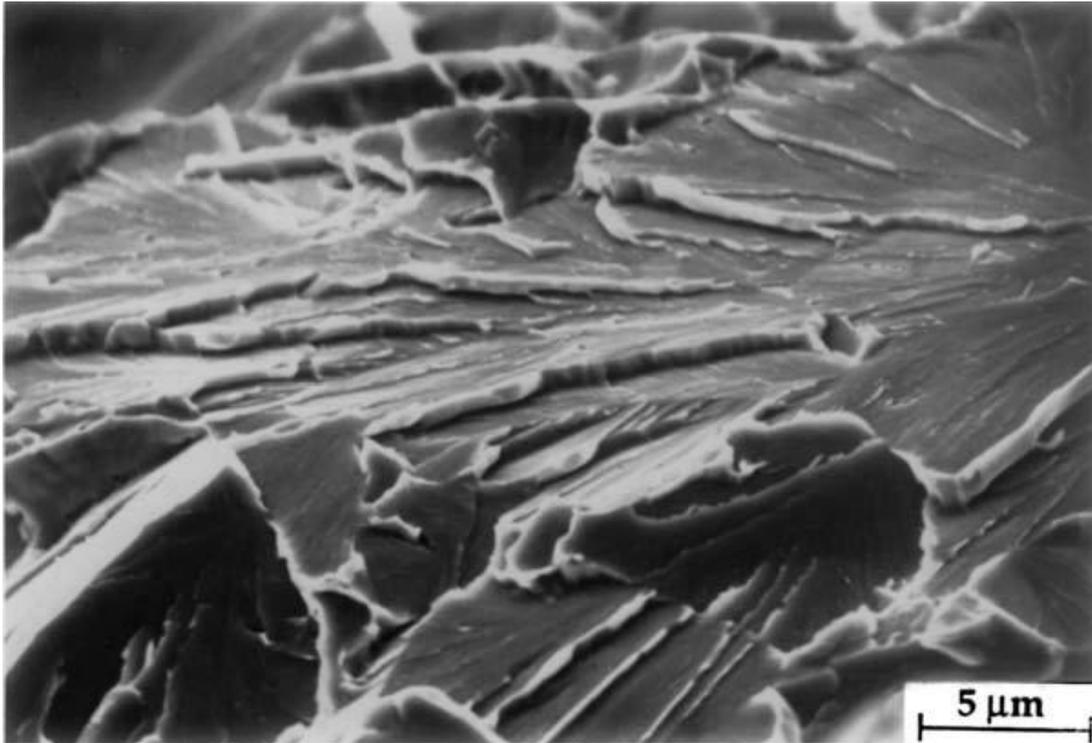


Figura 19: Marcas de rio em um aço liga ASTM A508 Classe 3. (Anderson, 2005).

2.5.4 Ensaio de Tenacidade à Fratura nos Metais

Um ensaio de tenacidade à fratura mede a resistência de um material na presença de uma trinca. Tal teste pode produzir um único valor de tenacidade à fratura ou uma curva de resistência, em que um parâmetro de tenacidade, tais como K, J ou CTOD (Crack Tip Opening Displacement) é traçado em função do tamanho da trinca. (Anderson, 2005).

Uma variedade de organizações em todo o mundo publica procedimentos padronizados para determinação da tenacidade à fratura, incluindo a American Society for Testing and Materials (ASTM), o British Standards Institution (BSI), o International Institute of Standards (ISO) e a Japan Society of Mechanical Engineers (JSME). Os primeiros procedimentos para ensaios de K e J foram desenvolvidos pela ASTM em 1970 e 1981, respectivamente, enquanto o BSI publicou o primeiro método de ensaio de CTOD em 1979. (Anderson, 2005).

Praticamente todos os ensaios de tenacidade à fratura têm várias características comuns. Os desenhos dos corpos de prova são semelhantes em cada uma das normas, e a orientação do corpo de prova em relação às direções de simetria no material é sempre uma consideração importante quando se deseja avaliar a propriedade em todos os sentidos. A instrumentação básica necessária para medir a carga e o deslocamento é comum em praticamente todos os ensaios mecânicos de fratura, mas alguns testes requerem instrumentação adicional para monitorar o crescimento da trinca. (Anderson, 2005).

2.5.4.1 O ensaio de K_{Ic}

Quando um material comporta-se de maneira linear elástica antes da falha, de tal modo que a zona plástica é pequena quando comparada com as dimensões da amostra, um valor crítico do fator de intensidade de tensão a partir do modo I (K_{Ic}) pode ser determinado apropriadamente como um parâmetro da Tenacidade à Fratura do material. (Anderson, 2005).

O primeiro método de ensaio padronizado para avaliação de K_{Ic} , ASTM E399 (2008), foi publicado originalmente em 1970. Esta norma foi submetida a revisões ao longo dos anos, mas as disposições essenciais permaneceram praticamente inalteradas.

A norma ATSM E399 (Método de Ensaio Normalizado para Tenacidade à Fratura em Deformação Plana de Materiais Metálicos), oferece diretrizes para a realização de um ensaio que forneça resultados de K_{Ic} que podem ser considerados válidos.

A verdadeira chave para um método de ensaio de K , é garantir que as amostras fracturem sob condições nominalmente lineares elásticas. Isto é, a zona plástica à frente da trinca deve ser pequena em comparação com a seção transversal da amostra. (Anderson, 2005).

Quatro modelos de amostras são permitidos pela ASTM E399: o compacto, flexão, na forma de arco e na forma de disco. A trinca preparada no CP deve respeitar uma relação (a/W) de 0,45 a 0,55.

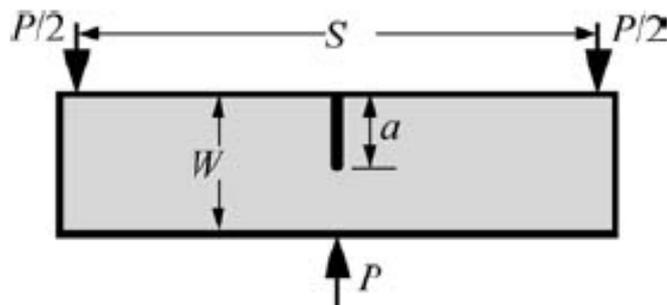


Figura 20: Corpo de prova para ensaio de K_{IC} por flexão em 3 pontos. (Anderson, 2005).

É recomendado na ASTM E399 que a razão W/B , onde B é a espessura do corpo de prova, esteja compreendida entre $1 \leq W/B \leq 4$, para ensaios de flexão de 3 pontos.

Por causa das rigorosas exigências de tamanho, a ASTM E399 recomenda executar uma verificação de validade para determinar se as dimensões das amostras são adequadas. Os requisitos de tamanho adicionais para determinação de um K_{IC} válido são:

$$(W - a); B; a \geq 2,5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_{YS}} \right)^2 \quad \text{Eq. 2.9}$$

Sendo K_Q calculado a partir de:

$$K_Q = \frac{P_Q}{B\sqrt{W}} f(a/W) \quad \text{Eq. 2.10}$$

Onde:

K_Q é um valor estimado inicial de K_{IC} ;

σ_{YS} é a tensão de escoamento do material;

P_Q é uma carga crítica obtida a partir dos diagramas do ensaio;

$f(a/W)$ é uma função geométrica obtida a partir da equação 2.11.

Para um corpo de prova de flexão em três pontos a função $f(a/W)$ é calculada como:

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{3 \frac{S}{W} \sqrt{\frac{a}{W}}}{2 \left(1 + 2 \frac{a}{W}\right) \left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \left[1,99 - \left(\frac{a}{W}\right) \left(1 - \frac{a}{W}\right) \left\{ 2,15 - 3,93 \left(\frac{a}{W}\right) + 2,7 \left(\frac{a}{W}\right)^2 \right\} \right] \text{ Eq. 2.11}$$

Onde:

S é o tamanho do vão durante o ensaio;

a é o tamanho total da trinca;

W é a altura do corpo de prova.

Quando a trinca falha durante o ensaio, carga e deslocamento são monitorados. A figura 21 mostra três tipos de gráficos carga x deslocamento produzidos durante ensaios de K_{IC} . Uma carga crítica P_Q deve ser definida para o cálculo de K_{IC} , segundo algumas regras, dependendo do tipo de curva resultante.

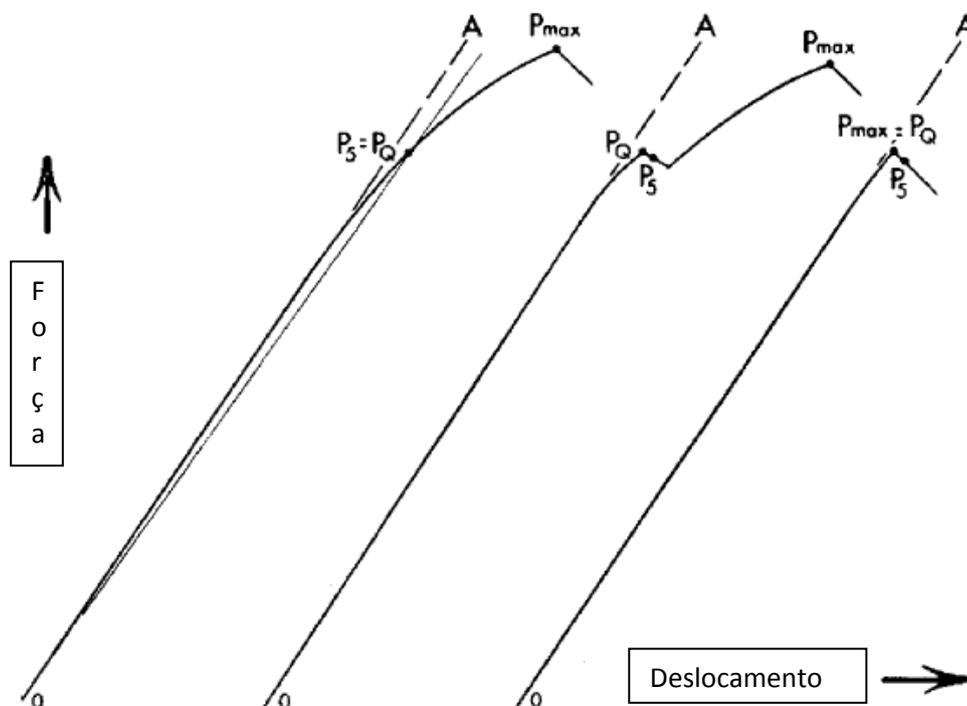


Figura 21: Diagramas carga X deslocamento obtidos a partir de ensaios de flexão por três pontos. O eixo do deslocamento foi obtido a partir do monitoramento da abertura da boca da trinca (CMOD). (ASTM E399; 2008)

Deve-se construir uma linha secante 5% (isto é, uma linha desde a origem com uma inclinação igual a 95% da carga inicial da inclinação elástica) para determinar P_Q . (ASTM E399).

No caso de comportamento do Tipo I, a curva de carga-deslocamento é reta e desvia-se ligeiramente a partir da linearidade antes de atingir um ponto de carga máxima denominado $P_{m\acute{a}x}$. Para curva Tipo I $P_Q=P5$. No entanto, se houver uma força maior precedendo P5, (Tipos II e III), então P_Q é considerada a carga máxima de referência para cálculo de K_{IC} . (ASTM E399).

O comprimento da trinca deve ser medido a partir da superfície de fratura. Caso exista uma tendência de a profundidade da trinca para variar através da espessura, o seu comprimento é definido como a média de três medições uniformemente espaçadas. Uma vez que P_Q e o comprimento da trinca são determinados, uma tenacidade à fratura provisória K_Q é calculada como mostrado na equação 3.10. (ASTM E399).

De posse dos resultados, todas as verificações de geometria mostradas anteriormente devem ser checadas e adicionalmente a seguinte relação: (ASTM E399).

$$P_{m\acute{a}x} \leq 1,10P_Q \quad Eq. 2.12$$

Se o resultado satisfaz todos os requisitos normativos, então K_Q é um resultado válido de K_{IC} . (ASTM E399).

2.6 Tratamento criogênico

Durante séculos a Suíça aproveitou a baixa temperatura dos Alpes para aprimorar o comportamento dos seus aços. Estes eram submetidos por um longo período de permanência nas regiões frias dos Alpes melhorando assim sua qualidade (Vales, 2011). Essencialmente esse foi um processo rústico de envelhecimento acelerado pela baixíssima temperatura, que levou a Suíça a ser reconhecida por produzir um aço de qualidade superior. Hoje se sabe que o principal fenômeno causador disso é diminuição da austenita retida com um consequente aumento da martensita. (Vales, 2011).

Desde 1930 estudos mostram uma melhora nas propriedades dos aços submetidos à baixa temperatura. Esses tratamentos inicialmente eram realizados na ordem de -80°C , denominados hoje como tratamento sub-zero, que usavam metanol, gel seco ou freon, sendo a peça submersa nesses fluídos, objetivando a estabilização da martensita e a transformação da austenita retida após a têmpera. Entretanto esse processo era limitado em -80°C e não alcançava a linha M_f de alguns aços, sendo impossível a transformação completa da austenita em martensita. (Canale, L. C. F. *et al*, 2008).

Grande parte da austenita retida é transformada em temperaturas de ordem de -80°C e -110°C e apenas uma pequena quantidade se transforma entre -110°C e -196°C . Durante o tratamento criogênico, a martensita supersaturada de átomos de C, sofre uma contração na sua rede tetragonal tornando-a instável termodinamicamente. Os átomos de C seriam empurrados para fora dos seus interstícios podendo formar *clusters* (aglomerados), verdadeiros sítios de nucleação para a precipitação preferencial de carbonetos durante o aquecimento da temperatura criogênica até a ambiente. (Yun, D.; *et al*, 1998 e Meng, F.; *et al* 1994)

No tratamento criogênico, a decomposição da martensita e a precipitação de carbonetos ultrafinos são semelhantes ao revenimento convencional, difere apenas pelo fato de que as transformações ocorrem a baixas temperaturas, fazendo com que os precipitados sejam muito menores e mais difusos. (Yun, D.; *et al*, 1998)

O tratamento sub-zero diminui substancialmente a quantidade de austenita retida em relação ao tratamento térmico convencional, porém não decompõe a martensita, que é transformada durante o tratamento a baixas temperaturas. (Meng, F.; *et al* 1994 e Kamody, D. J., 1998).

Assim o tratamento criogênico não só transforma a austenita retida em martensita, mas também altera a morfologia da martensita de tetragonal para octaedral. (Kamody, D. J., 1998).

Então, após o tratamento criogênico grande quantidade da austenita retida foi transformada em martensita e subsequentemente decomposta. Ao revenir esta martensita tratada criogenicamente, haverá a precipitação de finos carbonetos e com uma distribuição mais homogênea na martensita revenida que produzirá resistência e tenacidade na matriz martensítica aumentando assim também a resistência ao desgaste. (Collins, D.; e Dormer J. 1997 e Yun D. *et al*, 2008)

2.6.1 Tratamento criogênico em materiais

2.6.1.1 Influência do tratamento criogênico no aço AISI H13

Vales (2011) estudou os efeitos do tratamento criogênico no aço trabalho a quente AISI H13, muito utilizado na indústria para a aplicação em moldes de extrusão e injeção de metais a quente, e conformação a quente em prensas e martelos. Todas as amostras foram austenitizadas e revenidas nas mesmas condições.

Os parâmetros de processamento dos tratamentos térmicos utilizados foram:

- ✓ Austenitização: 1040°C por 30 minutos
- ✓ Resfriamento: 5 bar com N₂ (Vácuo)
- ✓ Revenido: 540°C por 120 minutos
- ✓ Banho Criogênico: - 196°C
- ✓ Tempos de encharque no tratamento criogênico = 1h, 24h e 48h

Os ciclos de tratamento térmico, denominados rotas, estão especificados na tabela 2. Para uma média estatística utilizou-se três amostras para cada rota.

Tabela 2 – Rotas de tratamento térmico no aço AISI H13 (Vales, 2011, p.59).

| Rotas | Austenitização | Tempo de espera a temperatura ambiente | Sequenciamento dos tratamentos | |
|--------|----------------|--|--------------------------------|----------------|
| | | | | |
| Rota A | 1040°C | ----- | Revenimento | Revenimento |
| Rota B | 1040°C | ----- | Criogênico 1h | Revenimento |
| Rota C | 1040°C | ----- | Criogênico 24h | Revenimento |
| Rota D | 1040°C | ----- | Criogênico 48h | Revenimento |
| Rota E | 1040°C | 24h | Criogênico 24h | Revenimento |
| Rota F | 1040°C | 24h | Revenimento | Criogênico 24h |
| Rota G | 1040°C | ----- | Revenimento | Criogênico 1h |
| Rota H | 1040°C | ----- | Revenimento | Criogênico 24h |
| Rota I | 1040°C | ----- | Revenimento | Criogênico 48h |

Os corpos de prova, posteriormente, foram avaliados e alguns resultados são apresentados a seguir:

Ensaio de dureza

Tabela 3 – Valores de dureza (HRC) no aço AISI H13 (Vales, 2011, p.80).

| Rotas | Tratamento térmico | Dureza (HRC) |
|--------------|---|---------------------|
| Rota A | Têmpera + Duplo Revenimento | 52,0 |
| Rota B | Têmpera + Criogênico 1h + Revenimento | 53,0 |
| Rota C | Têmpera + Criogênico 24h + Revenimento | 53,0 |
| Rota D | Têmpera + Criogênico 48h + Revenimento | 51,0 |
| Rota E | Têmpera + Espera 24h em temperatura ambiente + Criogênico 24h + Revenimento | 53,0 |
| Rota F | Têmpera + Espera 24h em temperatura ambiente + Revenimento + Criogênico 24h | 52,0 |
| Rota G | Têmpera + Revenimento + Criogênico 1h | 53,0 |
| Rota H | Têmpera + Revenimento + Criogênico 24h | 52,0 |
| Rota I | Têmpera + Revenimento + Criogênico 48h | 52,0 |

Verificou-se um ligeiro aumento na dureza para algumas rotas, no entanto, o aumento de dureza não foi tão significativo. Devido à sua composição, o aço AISI H13 após a têmpera tem uma pequena quantidade de austenita retida e, portanto, a pequena variação observada era esperada, com similar situação sendo também encontrada na literatura. (Moore, K.; Collins, D. N.; 1993).

A presença de carbonetos, oriundos do processo criogênico teria também influência nos níveis de dureza, sendo mais expressiva nos aços mais aptos a formar carbonetos, que são os de maior teor de C. O aço AISI H13 por possuir baixa concentração de carbono não forma grandes quantidade de carbonetos, não tendo assim, grande influência na dureza. (Vales, 2011).

Os efeitos do tratamento criogênico no aumento da dureza, segundo Moore et al. estaria também relacionada com a taxa de resfriamento até a temperatura criogênica, indicando que quanto menor a taxa, maior a dureza obtida.

Embora não haja discussão a respeito disso, o trabalho de Koneshloo *et al.* com o aço AISI H13 comprova essa afirmação, mostrando um aumento de 10HRC pontos de dureza (Koneshloo, M.; 2010), com uma taxa de resfriamento da temperatura ambiente até a temperatura criogênica, de 0,5 °C por minuto.

No trabalho de Vales (2011), não foi examinada a influência desse parâmetro, sendo que o resfriamento até a temperatura criogênica deu-se de maneira bastante rápida, mergulhando-se diretamente o componente (que se encontrava na temperatura ambiente) no nitrogênio líquido.

Ensaio de impacto Charpy

Tabela 4 – Valores de energia absorvida em kJ/m² durante ensaio de impacto no aço AISI H13 (Vales, 2011, p.82).

| Rotas | Tratamento térmico | E_{média} (KJ/m²) | Desvio padrão |
|--------------|---|---|----------------------|
| Rota A | Têmpera + Duplo Revenimento | 70,0 | 5,4 |
| Rota B | Têmpera + Criogênico 1h + Revenimento | 82,0 | 0,6 |
| Rota C | Têmpera + Criogênico 24h + Revenimento | 70,0 | 4,0 |
| Rota D | Têmpera + Criogênico 48h + Revenimento | 66,0 | 1,8 |
| Rota E | Têmpera + Espera 24h em temperatura ambiente + Criogênico 24h + Revenimento | 72,0 | 4,6 |
| Rota F | Têmpera + Espera 24h em temperatura ambiente + Revenimento + Criogênico 24h | 72,0 | 6,6 |
| Rota G | Têmpera + Revenimento + Criogênico 1h | 71,0 | 9,8 |
| Rota H | Têmpera + Revenimento + Criogênico 24h | 68,0 | 6,2 |
| Rota I | Têmpera + Revenimento + Criogênico 48h | 77,0 | 4,4 |

Segundo Vales (2011), os ensaios de impacto mostraram para algumas rotas um alto desvio padrão, o que impossibilitou conclusões mais precisas acerca da influência do tratamento criogênico nesta propriedade. Nas condições de ensaio apresentou como o melhor resultado neste quesito, a rota com apenas 1 hora em banho criogênico.

Correlação com K_{IC}

A partir dos valores adquiridos nos ensaios de dureza e impacto foi possível fazer-se uma estimativa de K_{IC} por meio da equação abaixo (Silva, *et al*; 1988):

$$K_{IC} = K \times CVN^{1,11} \times HRC^{-0,135} \quad Eq. 2.13$$

Onde:

K é igual a 4,53 para os aços AISI H11 e AISI H13;

CVN é a energia de impacto Charpy [J];

HRC é a dureza em Rockwell C.

Os valores de K_{IC} estão apresentados na tabela 5.

Tabela 5 – Valores de K_{IC} calculados (Vales, 2011, p.84).

| Rotas | Tratamento térmico | K_{IC} (MPa√m) | Desvio padrão |
|--------------|---|------------------------------------|----------------------|
| Rota A | Têmpera + Duplo Revenimento | 18,0 | 2,0 |
| Rota B | Têmpera + Criogênico 1h + Revenimento | 21,0 | 0,2 |
| Rota C | Têmpera + Criogênico 24h + Revenimento | 18,0 | 1,1 |
| Rota D | Têmpera + Criogênico 48h + Revenimento | 17,0 | 0,7 |
| Rota E | Têmpera + Espera 24h em temperatura ambiente + Criogênico 24h + Revenimento | 18,0 | 1,2 |
| Rota F | Têmpera + Espera 24h em temperatura ambiente + Revenimento + Criogênico 24h | 18,0 | 1,8 |
| Rota G | Têmpera + Revenimento + Criogênico 1h | 18,0 | 2,7 |
| Rota H | Têmpera + Revenimento + Criogênico 24h | 17,0 | 1,8 |
| Rota I | Têmpera + Revenimento + Criogênico 48h | 20,0 | 1,2 |

O que se observa é um padrão de comportamento semelhante ao impacto Charpy, sendo a rota B a de melhor desempenho, ou seja, o banho criogênico com tempo de encharque de 1 hora seguido de revenido.

2.6.1.2 Influência dos tratamentos térmicos e tratamentos criogênicos na tenacidade do aço rápido AISI M2

Sartori (2008) estudou os efeitos dos tratamentos criogênicos na tenacidade do aço rápido AISI M2, muito utilizado na indústria para aplicações de corte, furação e conformação. Para isso, diferentes ciclos de tratamentos térmicos envolvendo ou não etapas criogênicas foram desenvolvidos para especificação de dureza de 58 a 62 HRC (normalmente utilizada nas aplicações acima descritas) alterando-se basicamente: temperatura de austenitização, tempo de exposição às temperaturas criogênicas e quantidade de revenimentos. A tenacidade foi avaliada através de ensaio de impacto em corpos de prova não entalhados e ensaio de flexão em 3 pontos.

Diferentes rotas de tratamento térmico foram estabelecidas como a tabela a seguir:

Tabela 6 – Rotas de tratamento térmico no aço AISI M2 (Sartori, 2008, p.87).

| Rotas | Austenitização | Tratamento criogênico | Revenimentos |
|--------------|-----------------------|------------------------------|---------------------|
| Rota 1 | 1180°C | ---- | 3 x 560°C |
| Rota 2 | 1180°C | 2h | 560°C |
| Rota 3 | 1180°C | 24h | 3 x 560°C |
| Rota 4 | 1180°C | 48h | 3 x 560°C |
| Rota 5 | 1200°C | --- | 3 x 560°C |
| Rota 6 | 1200°C | 2h | 560°C |
| Rota 7 | 1200°C | 24h | 3 x 560°C |
| Rota 8 | 1200°C | 48h | 3 x 560°C |
| Rota 9 | 1220°C | --- | 3 x 560°C |
| Rota 10 | 1220°C | 2h | 560°C |
| Rota 11 | 1220°C | 24h | 3 x 560°C |
| Rota 12 | 1220°C | 48h | 3 x 560°C |

Os corpos de prova que sofreram etapa criogênica anterior ao revenimento, foram imersos em tanque de água na temperatura ambiente (capacidade 500 litros) por 1 hora para garantir total resfriamento do núcleo dos mesmos após o processamento por têmpera.

Para a etapa criogênica, os corpos de prova foram dispostos em telas de aço inox e posicionados no fundo de um tanque criogênico vazio. A entrada de nitrogênio líquido no tanque foi feita pela parte inferior do mesmo.

Após a realização do ciclo criogênico, os corpos de prova foram removidos das telas de aço inox e foram dispostos em pequenas caixas retangulares também em aço inox para as operações de revenimento conforme planejamento.

Todos os revenimentos foram realizados no mesmo equipamento, na mesma temperatura e com a mesma duração de 2 horas cada.

Após a realização dos tratamentos térmicos e criogênicos, as amostras foram avaliadas em ensaios mecânicos. Alguns resultados são apresentados a seguir:

Ensaio de dureza

Os corpos de prova foram identificados com letras de A até E, e foram realizadas 3 medições em cada corpo de prova, apontando na tabela a média dos resultados.

Tabela 7 – Valores de dureza (HRC) dos corpos de prova de impacto (Sartori, 2008, p.100).

| Rotas | A | B | C | D | E | Média |
|--------------|----------|----------|----------|----------|----------|--------------|
| Rota 1 | 60 | 59 | 59 | 59 | 59 | 59 |
| Rota 2 | 59 | 60 | 60 | 59 | 59 | 59 |
| Rota 3 | 61 | 60 | 60 | 61 | 61 | 61 |
| Rota 4 | 61 | 61 | 61 | 61 | 62 | 61 |
| Rota 5 | 60 | 60 | 59 | 59 | 59 | 60 |
| Rota 6 | 60 | 60 | 60 | 62 | 60 | 60 |
| Rota 7 | 61 | 62 | 62 | 61 | 61 | 61 |
| Rota 8 | 62 | 62 | 62 | 63 | 62 | 62 |
| Rota 9 | 61 | 62 | 62 | 62 | 61 | 61 |
| Rota 10 | 62 | 62 | 61 | 61 | 61 | 61 |
| Rota 11 | 62 | 62 | 62 | 62 | 62 | 62 |
| Rota 12 | 62 | 60 | 62 | 63 | 62 | 62 |

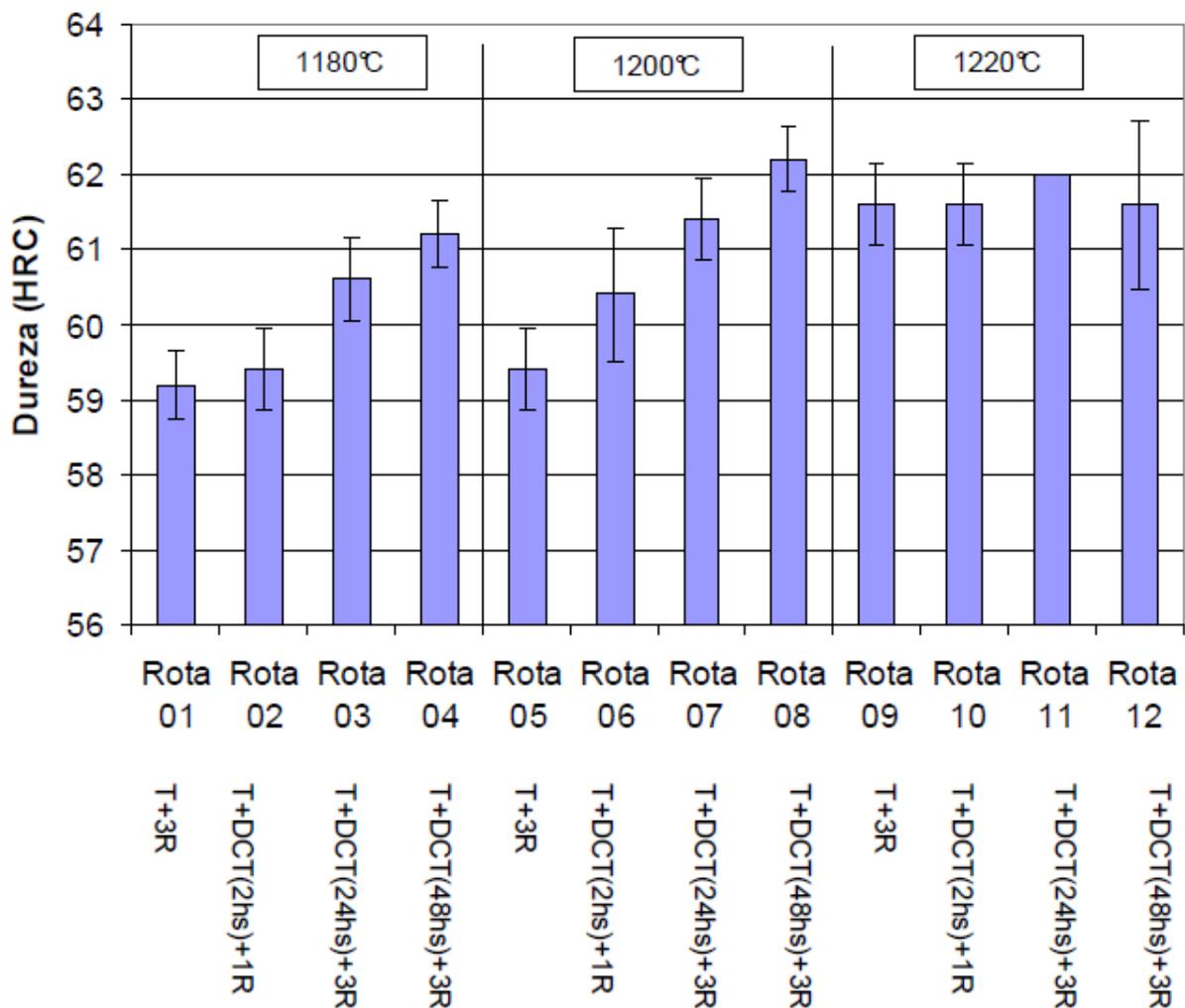


Figura 22: Gráficos com resultados dos ensaios de dureza dos corpos de prova para ensaios de impacto. (Sartori, 2008).

Onde:

T = Temperado

DCT = Tratado criogenicamente (*Deep Criogenic Treatment*)

R = Revenido

O aumento de dureza nas amostras tratadas por criogenia pode ser explicado basicamente pela transformação da austenita retida em martensita e pela precipitação de carbonetos finos coerentes com a matriz. (Sartori, 2008).

Também foi observado que, em todos os casos, quanto maior a temperatura de austenitização, maior é a dureza final obtida. Isso se deve basicamente à maior dissolução de carbono e elementos de liga durante a etapa de austenitização e à transformação da austenita retida. (Sartori, 2008)

Ensaio de impacto

Assim como para os ensaios de dureza, a identificação dos corpos de prova para os ensaios de impacto permaneceu de A até E.

Verificou-se uma tendência de diminuição da tenacidade ao impacto conforme aumentou-se a temperatura de austenitização. Não se verificou diferenças marcantes da tenacidade ao impacto entre as rotas dentro de uma determinada temperatura de austenitização. (Sartori, 2008).

Tabela 8 – Valores de energia absorvida em Joules para cada corpo de prova de impacto (Sartori, 2008).

| Rotas | A | B | C | D | E | Média |
|--------------|----------|----------|----------|----------|----------|--------------|
| Rota 1 | 22 | 22 | 24 | 23 | 22 | 23 |
| Rota 2 | 22 | 22 | 24 | 23 | 24 | 23 |
| Rota 3 | 22 | 23 | 22 | 21 | 20 | 22 |
| Rota 4 | 26 | 24 | 25 | 25 | 26 | 25 |
| Rota 5 | 16 | 16 | 16 | 14 | 16 | 16 |
| Rota 6 | 18 | 18 | 16 | 17 | 17 | 17 |
| Rota 7 | 19 | 19 | 18 | 18 | 17 | 18 |
| Rota 8 | 20 | 18 | 19 | 18 | 18 | 19 |
| Rota 9 | 14 | 13 | 13 | 12 | 14 | 13 |
| Rota 10 | 12 | 13 | 12 | 14 | 12 | 13 |
| Rota 11 | 13 | 13 | 15 | 14 | 12 | 13 |
| Rota 12 | 15 | 18 | 16 | 15 | 16 | 16 |

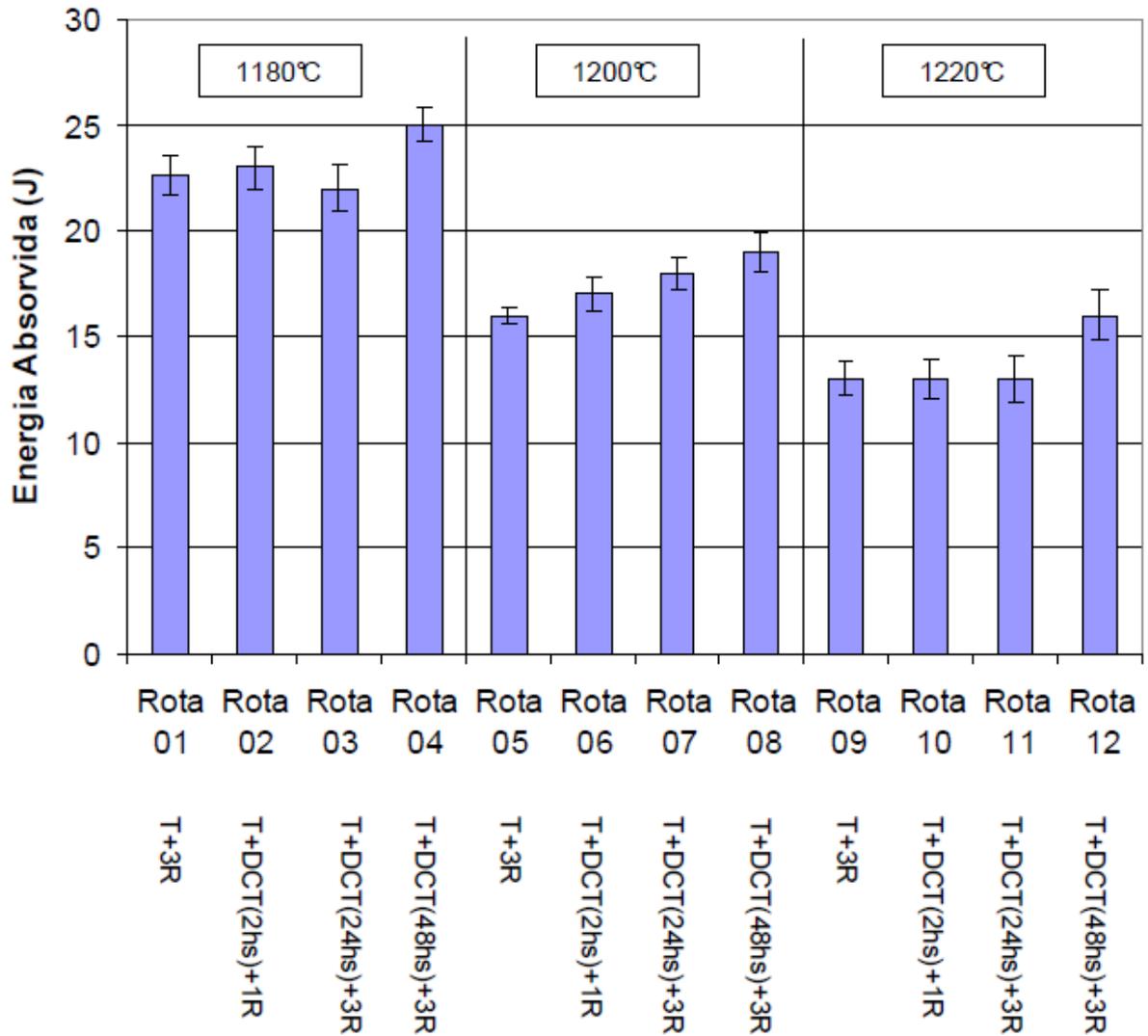


Figura 23: Gráficos com valores de energia absorvida nos ensaios de impacto nos corpos de prova tratados pelas rotas propostas. (Sartori, 2008).

Onde:

T = Temperado

DCT = Tratado criogenicamente (*Deep Criogenic Treatment*)

R = Revenido

Para as amostras tratadas com temperatura de austenitização de 1180°C (rotas 01, 02, 03 e 04) verificou-se que o valor médio de energia de impacto absorvida encontra-se na faixa de 22 a 25 J.

Para as amostras tratadas com temperatura de austenitização de 1200°C (rotas 05, 06, 07 e 08) verificou-se que o valor médio de energia de impacto absorvida encontra-se na faixa de 16 a 19 J.

Para as amostras tratadas com temperatura de austenitização de 1220°C (rotas 09, 10, 11 e 12) verificou-se que o valor médio de energia de impacto absorvida encontra-se na faixa de 13 a 16 J.

Não se verificou entre as rotas que utilizaram a mesma temperatura de austenitização valores muito discrepantes de tenacidade ao impacto. No entanto ao analisarmos os resultados das rotas 02, 06 e 10 percebemos que os valores de energia absorvida no ensaio de impacto das amostras tratadas por criogenia com somente um revenimento são iguais ou mesmo superiores aos valores de energia absorvida nas amostras tratadas sem criogenia e triplo revenimento.

Analisando os valores obtidos entre rotas utilizando temperaturas diferentes de austenitização verificou-se que quanto maior a temperatura de austenitização menor é a energia absorvida no ensaio de impacto nas amostras tratadas.

O processo criogênico funciona basicamente em duas etapas: transformação da austenita retida em martensita (primeira etapa) e condicionamento da martensita e precipitação de carbonetos ultrafinos (segunda etapa). Caso um componente apresente inicialmente alta quantidade de austenita retida devido à utilização de elevada temperatura de austenitização, então a transformação no primeiro estágio vai aumentar muito a dureza, mas não necessariamente a tenacidade. Caso um componente apresente inicialmente baixa quantidade de austenita retida, então na segunda etapa do processo criogênico a tenacidade vai aumentar sem que haja substancial variação de dureza (Collins e Dormer, 1997), evidenciando assim que os processos criogênicos atuam no condicionamento da martensita obtida na têmpera e não na martensita formada pela transformação da austenita retida.

Ensaio de ruptura transversal (ensaio de flexão)

Os resultados do ensaio de ruptura transversal (ensaio de flexão 3 pontos) são apresentados na tabela 9 e mostrados graficamente na figura 24. O ensaio não mostrou diferenças marcantes na resistência à flexão das amostras tratadas por cada uma das rotas propostas.

Tabela 9 – Valores de resistência à flexão (MPa) obtidos para cada corpo de prova de flexão. (Sartori, 2008, p.105).

| Rotas | A | B | C | D | E | Média |
|--------------|----------|----------|----------|----------|----------|--------------|
| Rota 1 | 5012 | 5122 | 5202 | 5062 | 5152 | 5110 |
| Rota 2 | 5342 | 5441 | 5471 | 5372 | 5481 | 5421 |
| Rota 3 | 5212 | 5232 | 5122 | 4972 | 5032 | 5114 |
| Rota 4 | 5122 | 5202 | 5172 | 5232 | 5122 | 5170 |
| Rota 5 | 4822 | 4932 | 4922 | 5012 | 4962 | 4930 |
| Rota 6 | 5132 | 5152 | 5212 | 5112 | 5072 | 5136 |
| Rota 7 | 5072 | 5122 | 5092 | 5012 | 4962 | 5052 |
| Rota 8 | 5072 | 5052 | 5112 | 5062 | 5052 | 5070 |
| Rota 9 | 4353 | 4413 | 4383 | 4523 | 4473 | 4429 |
| Rota 10 | 4932 | 4972 | 4862 | 5012 | 4942 | 4944 |
| Rota 11 | 5012 | 5072 | 4972 | 5032 | 4912 | 5000 |
| Rota 12 | 4952 | 5032 | 4972 | 5012 | 4862 | 4966 |

Para as amostras tratadas com temperatura de austenitização de 1180°C (rotas 01, 02, 03 e 04) verificou-se que o valor médio de resistência à flexão encontra-se na faixa de 5110 a 5421 MPa.

Para as amostras tratadas com temperatura de austenitização de 1200°C (rotas 05, 06, 07 e 08) verificou-se que o valor médio de resistência à flexão encontra-se na faixa de 4930 a 5136 MPa.

Para as amostras tratadas com temperatura de austenitização de 1220°C (rotas 09, 10, 11 e 12) verificou-se que o valor médio de resistência à flexão encontra-se na faixa de 4429 a 5000 MPa.

Não se verificou entre as rotas que utilizaram a mesma temperatura de austenitização valores muito discrepantes de resistência a flexão.

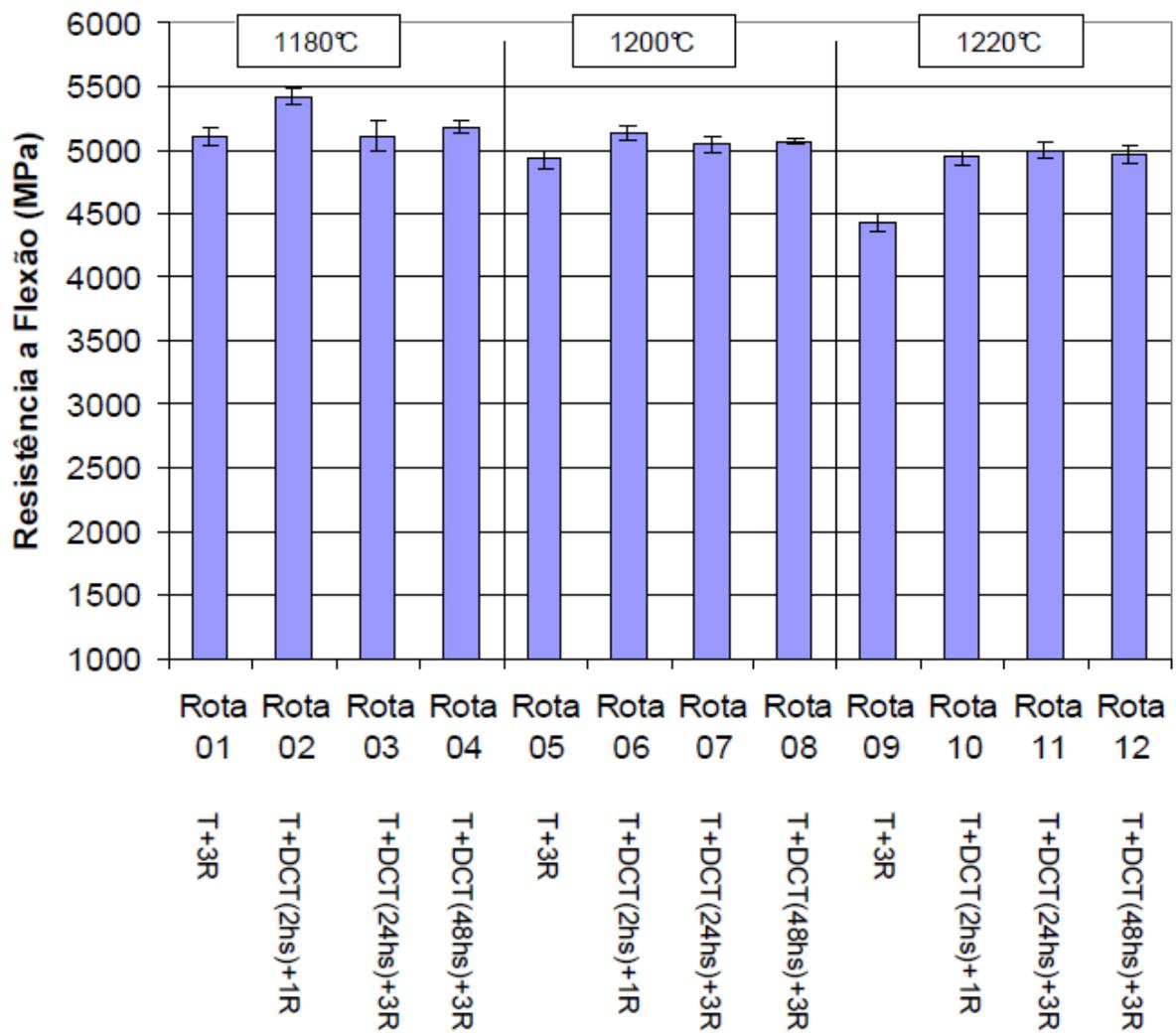


Figura 24: Gráficos com valores de resistência à flexão 3 pontos (MPa) dos corpos de prova de flexão tratados termicamente pelas 12 rotas propostas. (Sartori, 2008).

Onde:

T = Temperado

DCT = Tratado criogenicamente (*Deep Criogenic Treatment*)

R = Revenido

No entanto, ao analisarmos os resultados das rotas 02, 06 e 10 percebemos assim como no ensaio de impacto, que os valores de resistência à flexão das amostras tratadas por criogenia com **somente um revenimento** são iguais ou superiores aos valores de resistência à flexão das amostras tratadas sem criogenia e triplo revenimento.

Dentre as diversas hipóteses para o aumento da tenacidade nos tratamentos criogênicos dos aços ferramentas, podemos destacar:

- O aumento na tenacidade pode ser explicado pelo “reforço” dado à martensita que fica mais estável devido à difusão de átomos de carbono de seu reticulado e também pelo fato dos carbonetos ultrafinos precipitados alterarem o campo de tensões e a direção das trincas, retardando a propagação das mesmas (Yun, Xiaoping e Hongshen, 1998; Huang et. al, 2003).
- A formação preferencial de carbonetos ultrafinos ao invés de filmes de cementita que normalmente facilitam a propagação de trincas nas interfaces com a martensita (Yun, Xiaoping e Hongshen, 1998).
- A redução de tensões internas quando a precipitação de finos carbonetos ocorre, reduz a tendência de micro-trincas (Huang *et al.*, 2003).
- A precipitação de maior quantidade de carbonetos de alta dureza no revenimento das amostras tratadas com criogenia reduz o teor de carbono e elementos de liga na matriz, elevando assim a tenacidade do material (Huang *et al.*, 2003).

Verificação do teor de austenita retida

Os valores de austenita retida após cada um dos tratamentos térmicos nas diversas rotas foi determinado através de difração de raio X em equipamento da marca Rigaku modelo Mini Flex II, com radiação de Cu K α (30 kV, 50 mA).

O equipamento em questão trabalha com o programa Jade's Whole Pattern Fitting (WPF), que promove ajuste dos dados de difração pelo método Rietveld e fornece diretamente os valores de austenita retida (com desvio padrão do valor de 0,5%).

A tabela 10 mostra os valores de austenita retida de cada amostra após tratamento térmico conforme cada rota estudada.

Tabela 10 – Valores de austenita retida verificadas nas amostras tratadas nas diversas rotas. (Sartori, 2008).

| Porcentagem (%) de austenita retida na microestrutura | | | | | | | | | | | |
|--|---------------|----------------|----------------|-------------------------------------|---------------|----------------|----------------|-------------------------------------|---------------|----------------|----------------|
| Somente temperado a (1180°C) | | | | Somente temperado a (1200°C) | | | | Somente temperado a (1220°C) | | | |
| 14,8 | | | | 17,7 | | | | 19,6 | | | |
| Rota | Rota | Rota | Rota | Rota | Rota | Rota | Rota | Rota | Rota | Rota | Rota |
| 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10 | 11 | 12 |
| 10,8 | 2,2 | 1,9 | 2,0 | 11,6 | 2,3 | 2,1 | 2,3 | 12,9 | 2,4 | 2,3 | 2,3 |
| T+3R | T+DCT(2hs)+1R | T+DCT(24hs)+3R | T+DCT(48hs)+3R | T+3R | T+DCT(2hs)+1R | T+DCT(24hs)+3R | T+DCT(48hs)+3R | T+3R | T+DCT(2hs)+1R | T+DCT(24hs)+3R | T+DCT(48hs)+3R |

Quanto maior a temperatura de austenitização, maior a quantidade de austenita retida presente no aço e isso pôde ser constatado nas amostras somente temperadas. Para as amostras tratadas a 1180°C sem criogenia, porém com triplo revenimento, verificou-se um teor de austenita retida de 10,8% enquanto que as rotas sem criogenia e com triplo revenimento austenitizadas a 1200°C e 1220°C apresentaram respectivamente 11,6% e 12,9% de austenita retida. (Sartori, 2008).

Não importa a duração do ciclo de criogenia, todas as amostras submetidas a -196°C apresentaram após o término do processo proposto (algumas com um único revenimento e outras com triplo revenimento) teores muito próximos de austenita retida, variando entre 1,9 e 2,4%. (Sartori, 2008).

Isso mostra que a transformação da austenita retida em martensita não é dependente de tempo, mas está relacionada ao grau de resfriamento abaixo de M_i . (Sartori, 2008).

2.6.1.3 Análise das propriedades mecânicas e estruturais do aço SAE/AISI 4140 submetido a tratamento criogênico

Senthilkumar (2010) constatou que o teor de austenita retida na amostra temperada era de 6,5%. Após o tratamento térmico subzero, a austenita retida foi reduzida para 5,1% e durante o tratamento criogênico para 2,7%. O tratamento criogênico reduziu o volume de austenita retida proporcionalmente à redução de temperatura. A temperatura de resfriamento do metal é mais importante que o tempo de permanência devido à característica atérmica da martensita.

Senthilkumar realizou ensaios de impacto em amostras do aço SAE/AISI 4140 tratadas criogenicamente. Os resultados estão apresentados na tabela 11.

Tabela 11 – Energia de impacto para amostras de aço SAE/AISI 4140. (Senthilkumar; 2010)

| Condições | Identificações das amostras | Energia absorvida J | Média J |
|-------------------------------------|------------------------------------|----------------------------|----------------|
| Material como recebido (Grupo A) | A | 31 | 31±1,5 |
| | B | 32 | |
| | C | 29 | |
| | D | 32 | |
| Tratamento convencional (Grupo B) | E | 8 | 8,0±1,0 |
| | F | 9 | |
| | G | 7 | |
| | H | 8 | |
| Subzero (Grupo C) | J | 9 | 9,5±0,5 |
| | K | 10 | |
| | L | 9 | |
| | M | 10 | |
| Criogênico profundo (Grupo D) | N | 10 | 9,5±0,5 |
| | O | 9 | |
| | P | 10 | |
| | Q | 9 | |

Houve uma grande redução da energia de impacto das amostras submetidas à têmpera; no entanto, não se observou influência significativa na tenacidade das amostras submetidas ao tratamento convencional, subzero e criogênico profundo, mas foi possível verificar uma pequena recuperação da energia absorvida após os tratamentos em baixas temperaturas. (Senthilkumar; 2010).

Embora uma diminuição da tenacidade fosse esperada, devido à diminuição da austenita retida, tal fato não foi observado. Isto pode ser interpretado como resultado da precipitação de carbonetos ultrafinos durante o revenimento. (Senthilkumar; 2010).

Silva (2012) estudou os efeitos do tratamento criogênico nas propriedades mecânicas do aço SAE/AISI 4140. Nesse caso, algumas amostras foram resfriadas até -80°C (subzero) e outras a -196°C (criogênico), além do tratamento térmico convencional (apenas têmpera e revenimento). As amostras foram subdivididas em grupos (como recebido, convencional, resfriamento e criogênico).

Para o tratamento térmico convencional, os corpos de prova foram submetidos à têmpera, permanecendo 25 minutos a 850°C e resfriados posteriormente em óleo de têmpera. O revenimento consistiu na permanência por 25 minutos a uma temperatura de 200°C , seguido do desligamento do forno e, 24 horas depois as amostras foram removidas para teste. (Silva, 2012).

Para o tratamento subzero e criogênico, as amostras foram resfriadas a -82°C por 48h e a -198°C por 72h respectivamente. Em ambos os casos as amostras foram retiradas do meio de resfriamento e guardadas adequadamente em caixas térmicas para que retornassem lentamente à temperatura ambiente. (Silva, 2012).

Na tabela 12, estão elencados os valores médios de algumas propriedades mecânicas obtidas nas amostras ensaiadas.

Tabela 12 – Valores médios de propriedades mecânicas do aço SAE/AISI 4140 tratado termicamente e resfriado. (Silva, 2012)

| Subgrupos | σ_{esc} (MPa) | σ_{prop} (MPa) | σ_{max} (MPa) | σ_{rupt} (MPa) |
|------------------|--|---|--|---|
| Como recebido | 710,0 | 415,0 | 1031,5 | 1364,5 |
| Convencional | 1565,0 | 1196,0 | 1898,5 | 2320,0 |
| Resfriado | 1695,0 | 1106,5 | 2161,0 | 2861,0 |
| Criogênico | 1700,0 | 1126,5 | 2152,5 | 2854,5 |

Onde:

σ_{esc} (MPa) – Tensão de escoamento

σ_{prop} (MPa) – Limite de proporcionalidade

σ_{max} (MPa) – Tensão máxima

σ_{rupt} (MPa) – Tensão de ruptura

Verificou-se que, para o aço SAE/AISI4140 algumas propriedades obtiveram ganho quando comparados os tratamentos convencional e os de resfriamento, mas, no entanto, não foram observadas diferenças muito significativas comparando os tratamentos sub-zero e criogênico. (Silva, 2012).

CAPÍTULO 3 – MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Material de partida

A avaliação dos efeitos do tratamento sub-zero e criogênico no comportamento mecânico do aço SAE/AISI 4140 foi realizada a partir de três ensaios: ensaio de dureza, ensaio de tração e ensaio de flexão em três pontos.

O material utilizado nesse trabalho corresponde ao aço SAE/AISI 4140 na forma de barras laminadas redondas e quadradas.

As barras de seção circular foram recebidas com diâmetro de 10 mm e as barras quadradas apresentavam seção transversal de 15x15 mm.

Mesmo com os certificados de qualidade da matéria prima, as barras recebidas foram caracterizadas em relação à composição química.

A composição química (% em massa) das barras foram determinadas através de aparelho espectrofotômetro de emissão óptica, exibido nas figuras 25 e 26, modelo SPECTROMAXX e os valores encontrados estão descritos nas tabelas 13 e 14. As análises químicas foram realizadas no laboratório da Fundação Cataguases em Minas Gerais.

Tabela 13 – Composição química das barras redondas estudadas.

| CP | %C | %Si | %Mn | %P | %S | %Cr | %Ni | %Mo | %V |
|----|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| 1 | 0,389 | 0,269 | 0,901 | 0,018 | 0,012 | 0,980 | 0,025 | 0,159 | 0,002 |
| 2 | 0,385 | 0,267 | 0,905 | 0,017 | 0,010 | 0,900 | 0,024 | 0,157 | 0,003 |

Tabela 14 – Composição química das barras quadradas estudadas.

| CP | %C | %Si | %Mn | %P | %S | %Cr | %Ni | %Mo | %V |
|----|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| 3 | 0,390 | 0,268 | 0,901 | 0,018 | 0,013 | 0,905 | 0,020 | 0,158 | 0,002 |
| 4 | 0,389 | 0,269 | 0,904 | 0,019 | 0,012 | 0,903 | 0,021 | 0,155 | 0,001 |

Para avaliação das propriedades mecânicas do material de partida no estado como recebido foram preparadas três amostras de tração.



Figura 25: Espectrofotômetro de emissão óptica utilizado para realização das análises químicas.



Figura 26: Detalhe com barra quadrada posicionada para análise química.

Segundo a NBR NM 87 o aço 4140 deve apresentar a seguinte composição química.

Tabela 15 – Composição química do aço 4140 (ABNT NBR NM-87)

| Aço | Carbono C | Manganês Mn | Silício Si | Cromo Cr | Molibdênio Mo |
|--------------|------------------|--------------------|-------------------|-----------------|----------------------|
| SAE/AISI4140 | 0,38-0,43 | 0,75-1,00 | 0,15-0,35 | 0,80-1,10 | 0,15-0,25 |

Comparando os dados das tabelas 13, 14 e 15, pode-se classificar o material recebido como o aço SAE/AISI 4140.

A dureza do material foi avaliada por medidas em escala Brinell e os resultados apresentados referem-se à média de 3 determinações:

Tabela 16 – Avaliação de dureza superficial das barras

| Material | Dureza (HB) |
|-------------------------|-------------|
| Barra de seção circular | 111,6 |
| Barra de seção quadrada | 111,0 |

3.2 Confecção dos corpos de prova

Para a fabricação dos corpos de prova para esse trabalho de pesquisa, contou-se com a parceria e apoio técnico da Fábrica Boechat Ltda em Itaperuna-RJ, empresa que fabrica freios para veículos pesados e presta serviços para o mercado offshore, que disponibilizou sem custos suas dependências e equipamentos para o desenvolvimento dessa pesquisa

3.3 Corpos de prova de Tenacidade à Fratura

Para os ensaios de Tenacidade à Fratura, as barras de seção quadrada recebidas passaram por uma etapa de acabamento superficial de fresamento para conferir perfeito esquadramento às faces dos corpos de prova e retirada de imperfeições naturais devidas aos processos de fabricação. As amostras preparadas apresentavam medidas nominais da seção transversal de 14x14mm e foram fracionadas com corte a frio por serra fita, conforme mostrado na figura 27, com um comprimento de 65 mm.



Figura 27: Corte das amostras em serra fita

Os corpos de prova para o ensaio de Tenacidade a Fratura foram entalhados por um processo de Eletroerosão a fio, com equipamento fabricado por Charmilles, modelo Robofil 510P, conforme mostrado nas figuras 28 e 29.



Figura 28: Equipamento de Eletroerosão utilizado para abertura dos entalhes

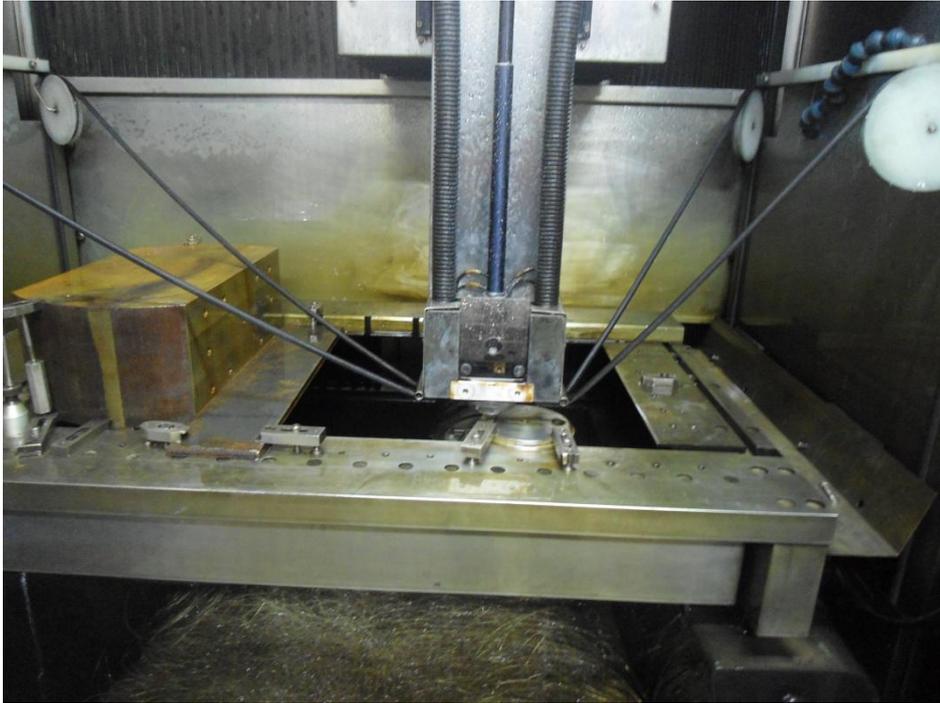


Figura 29: Detalhe da estrutura interna do equipamento de Eletroerosão

Alguns dos corpos de prova foram analisados em projetor de perfil, para inspeção e visualização da geometria do fundo do entalhe produzido pelo equipamento de Eletroerosão, conforme mostra a figura 30.



Figura 30: Projetor de perfil utilizado para observar entalhe dos corpos de prova de Tenacidade à Fratura

O fio utilizado para abertura dos entalhes possui diâmetro de 0,25 mm e produz um entalhe com raio de fundo igual a 0,15 mm.

A figura 31, mostra com detalhe a geometria do fundo do entalhe. As imperfeições nas bordas do entalhe são impurezas (poeira, fibras de tecido de limpeza das amostras, etc).

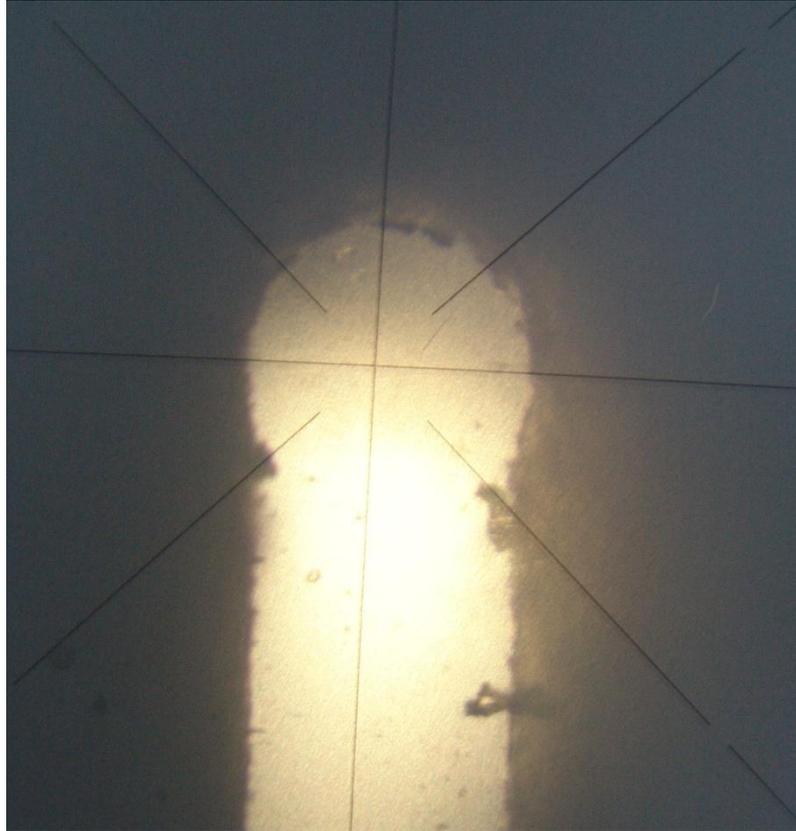


Figura 31: Detalhe do fundo do entalhe observado com projetor de perfil

3.4 Ensaio de Tenacidade à Fratura

O ensaio de Tenacidade à Fratura foi realizado pelo método de flexão em três pontos. O vão livre entre os apoios foi de 56,00 mm, a velocidade de execução do ensaio foi de 0,5 mm/s. As amostras foram carregadas transversalmente até sua ruptura e os valores de carga máxima foram observados para posterior cálculo da propriedade. A figura 32 mostra uma amostra posicionada para o ensaio de Tenacidade à Fratura.

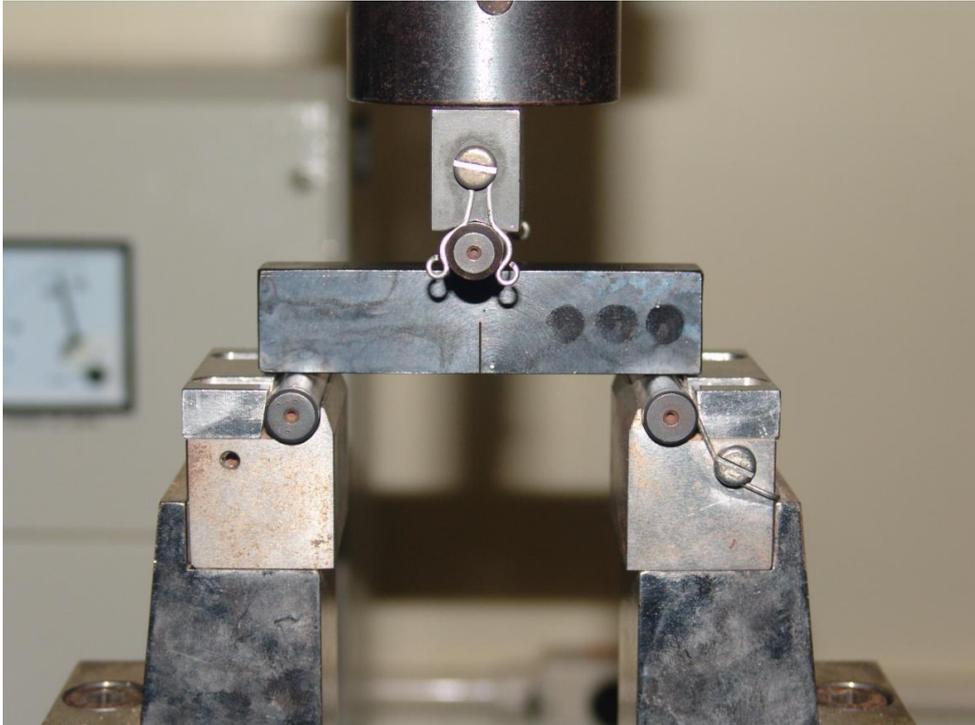


Figura 32: Corpo de prova com entalhe para ensaio de Tenacidade à Fratura

Os ensaios foram realizados em uma máquina universal de ensaios Instron modelo 5582, com célula de carga com capacidade de 10KN, como mostra a figura 33.

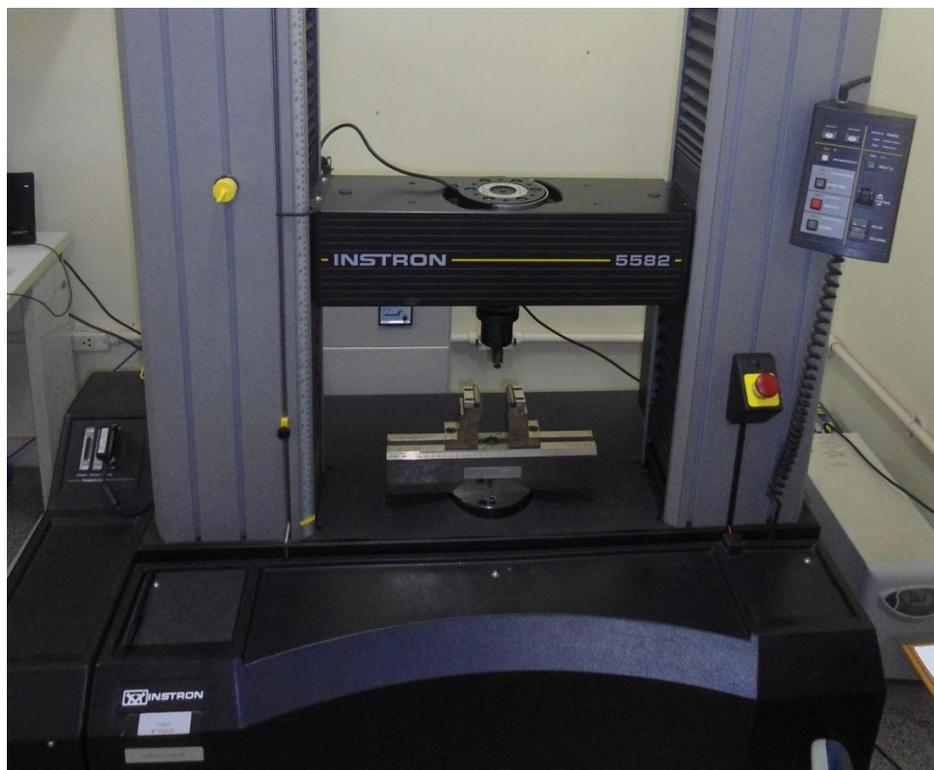


Figura 33: Máquina universal de ensaios Instron, modelo 5582.

3.5 Corpos de prova de tração

Os corpos de prova de tração foram usinados em torno mecânico, figura 34, modelo Nardini 300 IV e o diâmetro médio dos corpos de prova, figura 35, foi de 5,40 mm.



Figura 34: Torno Nardini 300 IV



Figura 35: Corpo de prova de tração

3.6 Rotas de tratamento térmico

Um fator importante na definição das rotas de tratamento térmico é o valor da temperatura de austenitização. Segundo o Metals Handbook Heat Treatment, a temperatura usual de austenitização do aço 4140 é de 845°C.

3.6.1 Rotas de tratamentos térmicos para ensaio de tração

A tabela 17 especifica as rotas de tratamento térmico para os ensaios de tração.

Tabela 17 : Rotas de tratamento térmico para ensaio de tração

| Rotas de tratamento térmico para ensaio de tração | | | |
|--|-----------------------|-----------------------------|--------------------|
| Rota | Austenitização | Criogenia / Sub-zero | Revenimento |
| A | 850°C | ----- | 200°C / 1h |
| B | 850°C | -80°C / 48h | 200°C / 1h |
| C | 850°C | -80°C / 5h + -196°C / 72h | 200°C / 1h |
| D | 850°C | -80°C / 5h + -196°C / 72h | 320°C / 1h |
| E | 850°C | -196°C / 72h | 200°C / 1h |

3.6.2 Rotas de tratamentos térmicos para ensaio de Tenacidade à Fratura

A tabela 18 especifica as rotas definidas também para as amostras de Tenacidade à Fratura.

Tabela 18: Rotas de tratamento térmico para ensaio de Tenacidade à Fratura

| Rotas de tratamento térmico para ensaio de Tenacidade à Fratura | | | |
|--|-----------------------|-----------------------------|--------------------|
| Rota | Austenitização | Criogenia / Sub-zero | Revenimento |
| A | 850°C | ----- | 200°C / 1h |
| B | 850°C | -80°C / 48h | 200°C / 1h |
| C | 850°C | -80°C / 5h + -196°C / 72h | 200°C / 1h |
| D | 850°C | -80°C / 5h + -196°C / 72h | 320°C / 1h |
| E | 850°C | -196°C / 72h | 200°C / 1h |

3.6.3 Lotes para tratamentos térmicos

Os corpos de prova preparados foram separados em função das rotas de tratamentos térmicos definidas. Cada rota de tratamento térmico para os ensaios de tração continha 6 amostras. Já para os ensaios de Tenacidade à Fratura cada rota continha 8 amostras.

3.7 Execução dos tratamentos térmicos

3.7.1 Tratamento térmico das amostras de tração

Para a realização dos tratamentos térmicos das amostras de tração foram utilizados suportes de aço inox, figura 36, para impedir qualquer contato das amostras com as superfícies internas do forno. Além disso, os suportes auxiliam na manutenção da geometria dos corpos de prova durante o tratamento térmico, permitindo liberdade suficiente para expansão e alinhamento.



Figura 36: Corpos de prova de tração dispostos no suporte



Figura 37: Corpos de prova de tração dispostos no interior do forno

O forno utilizado, figuras 37 e 38, para a realização dos tratamentos térmicos das amostras, tanto de tração quanto de Tenacidade, foi mesmo, modelo INTI FL-1300, instalado nas dependências do LAMAV-UENF.



Figura 38: Amostras dispostas no interior do forno

Durante a execução do tratamento térmico de têmpera, todas as amostras, tanto para ensaio de Tenacidade à Fratura quanto de tração, foram inicialmente austenitizadas a uma temperatura de 850°C. Em função das diferentes seções transversais, os corpos de prova de tração permaneceram nessa temperatura por 15 minutos e os de Tenacidade à Fratura por 25 minutos.

Completado o tempo de cada grupo de amostras, os suportes foram retirados do forno e imersos em óleo de têmpera e agitados por cerca de 10 minutos. Em seguida, eram retirados e deixados resfriar a até temperatura ambiente. O gradiente térmico do óleo de resfriamento atingiu 30°C durante as etapas de tratamento térmico.

A temperatura do interior do forno foi monitorada durante a realização da têmpera para que as eventuais incertezas do painel de programação do forno não afetassem os resultados do tratamento térmico. A temperatura foi monitorada com a utilização de um termopar tipo K. Foi constatado um erro de medição do programador do forno com relação à temperatura interna de aproximadamente 6°C, como pode ser visto na figura 39. Para essa compensação, o forno foi programado 10°C acima da temperatura de austenitização planejada para que ela pudesse efetivamente ser alcançada.



Figura 39: Monitoramento da temperatura interna do forno

A escolha da temperatura de austenitização deveu-se ao fato de ser a faixa de temperatura que normalmente é utilizada em tratamentos térmicos desse aço, com o intuito de dissolver totalmente os carbonetos e evitar o crescimento excessivo do grão austenítico. (Krauss, 2001; Luzginova, 2008; Badeshia, 2011).

O revenimento consistiu na permanência por 1 hora a uma temperatura de 200 °C, seguido do desligamento do forno. Um dos lotes passou por revenimento de 320°C por 1 hora. O resfriamento natural do forno ocorreu e 24 horas depois as amostras foram removidas para teste.

3.7.2 Tratamento térmico das amostras de Tenacidade à Fratura

A metodologia de tratamento térmico adotada para essas amostras foi a mesma adotada para as amostras de tração, com algumas particularidades já discutidas no item anterior.

As amostras também foram dispostas em suportes fabricados para a realização do tratamento térmico de têmpera e que possibilitassem o mesmo efeito planejado para as amostras de tração.

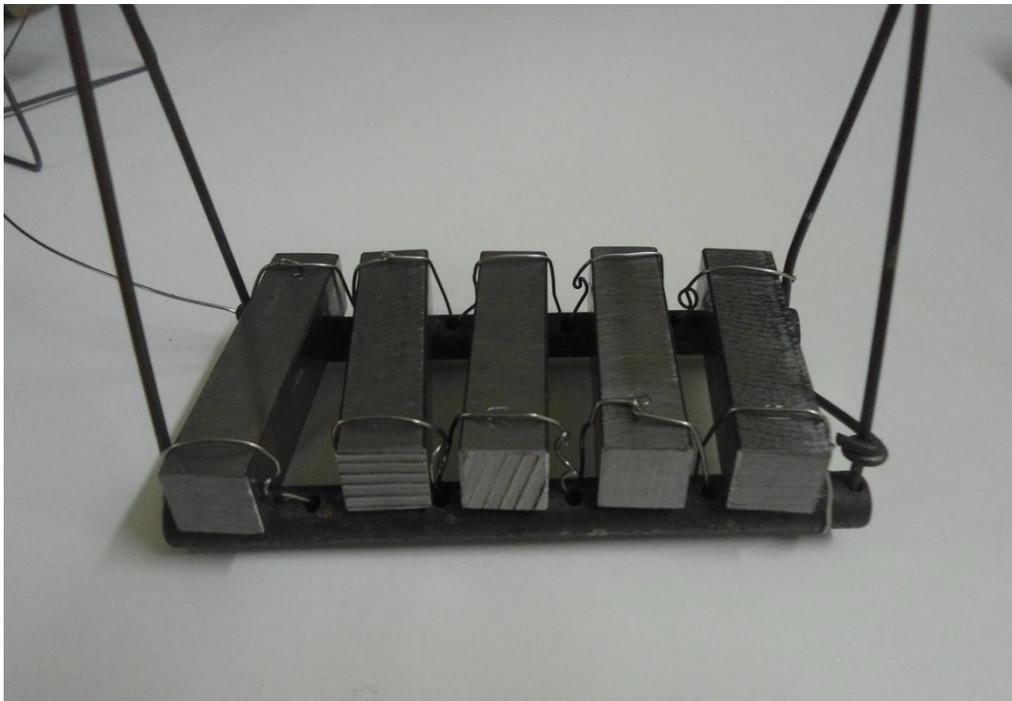


Figura 40: Corpos de prova de Tenacidade à Fratura dispostos no suporte

3.7.3 Tratamento sub-zero -80°C

As amostras dos lotes que passariam por etapas de resfriamento a -80°, foram resfriadas dentro de um freezer FORMA SCIENTIFIC - 72 HORIZONTAL após a etapa de têmpera. Os revenimentos foram realizados somente após as etapas de resfriamento sub-zero e criogenia.

Terminada essa etapa, algumas amostras foram encaminhadas para criogenia e outras, conforme definição das rotas de tratamento, colocadas em uma caixa térmica de isopor lacrada e envolta com manta de algodão e deixadas até retornarem naturalmente à temperatura ambiente.

3.7.4 Tratamento criogênico -196°C

Após o tratamento de resfriamento conforme descrito nas tabelas 17 e 18, as amostras foram levadas para um reservatório com nitrogênio líquido, como mostra as figuras 42 e 43.

Os corpos de prova foram imersos no nitrôgenio em uma cesta metálica todos de uma só vez, e lá permaneceram conforme definido também nas rotas de tratamento. Concluída essa etapa, os corpos de prova foram dispostos em caixa térmica de isopor lacrada, envolta com manta de algodão e deixadas até retornarem naturalmente à temperatura ambiente.



Figura 42: Reservatórios de nitrogênio líquido.

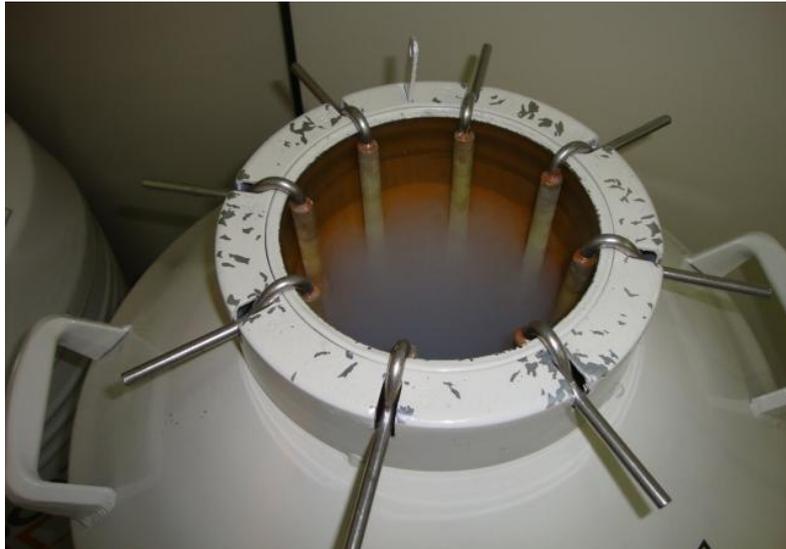


Figura 43: Visão do gargalo do reservatório de nitrogênio.

3.7.5 Revenimento das amostras

Ao término de todas as etapas de tratamentos térmicos associados a etapas de resfriamento sub-zero e criogenia, todas as amostras foram agrupadas para serem revenidas.

O revenimento foi realizado no mesmo forno em que as amostras foram temperadas. O controle de temperatura adotado foi o mesmo utilizado para as operações de têmpera.

Apenas um único lote foi revenido separadamente por conta de haver sido definido um patamar de temperatura de 320°C ao invés de 200°C como para os demais.

Para a realização do revenimento, aguardou-se a estabilização do forno no patamar de temperatura definido e em seguida contabilizou-se 1 hora de permanência. Passado o tempo, o forno foi desligado e as amostras deixadas para resfriar lentamente dentro do forno, sendo retiradas no dia seguinte.

3.8 Preparação metalográfica das amostras

A caracterização metalográfica do material foi realizada a partir dos corpos de prova de Tenacidade à Fratura seccionados em Eletroerosão Charmilles Robofil 510P, o que impede cortes desalinhados e superfícies difíceis de serem trabalhadas nas etapas de lixamento.

Após essa etapa foi realizado o lixamento das amostras em uma lixadeira manual, figura 44, Pantec Polipan 2, utilizando-se lixas com granulometria cada vez menor, girando o corpo de prova em 90° a cada troca de lixa, até desaparecerem os traços da lixa anterior. Foram utilizadas lixas com granulometria de 220, 320, 400, 600 e 1200.

Concluído o lixamento, as amostras foram polidas com pano de feltro empregando-se pastas de alumina de granulometria de 1,0 e 0,1 μ m, até ter sido obtida uma superfície espelhada e isenta de riscos.

Após o polimento realizou-se o ataque da superfície, utilizando nital 2% que é composto de uma mistura de 2% de Ácido Nítrico e 98% de Álcool Etílico. Este, é um bom reagente para aços, pois ataca a ferrita, perlita, martensita e contornos de grão.

Tanto a preparação das amostras quanto os ensaios metalográficos foram realizados nas instalações do Laboratório de Metalografia da Faculdade Redentor em Itaperuna – RJ.



Figura 44: Lixadeira utilizada para preparação das amostras para ensaios metalográficos.

3.9 Ensaio de dureza

A medição de dureza superficial foi realizada com um durômetro do tipo Microtest 737 de fabricação alemã, figura 45, nas instalações do laboratório de Controle de Qualidade da Fábrica Boechat Ltda em Itaperuna – RJ.

As medições foram realizadas diretamente em escala Rockwell C e o resultado foi tomado como sendo a média de três determinações de cada corpo de prova.



Figura 45: Amostra posicionada para ensaio de dureza

CAPÍTULO 4 – RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1) Composição química e microestrutura

A tabela 19 lista o resultado da análise espectrométrica do material como recebido, sem nenhuma adição de tratamento térmico ou processo mecânico em quatro amostras. Esses resultados já foram apresentados no item *material de partida* dentro da metodologia. Resume-se aqui uma pequena discussão a respeito dos resultados encontrados para o material.

Tabela 19 – Concentração de elementos químicos no aço SAE/AISI 4140.

| CP | %C | %Si | %Mn | %P | %S | %Cr | %Ni | %Mo | %V |
|----|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| 1 | 0,389 | 0,269 | 0,901 | 0,018 | 0,012 | 0,980 | 0,025 | 0,159 | 0,002 |
| 2 | 0,385 | 0,267 | 0,905 | 0,017 | 0,010 | 0,900 | 0,024 | 0,157 | 0,003 |
| 3 | 0,390 | 0,268 | 0,901 | 0,018 | 0,013 | 0,905 | 0,020 | 0,158 | 0,002 |
| 4 | 0,389 | 0,269 | 0,904 | 0,019 | 0,012 | 0,903 | 0,021 | 0,155 | 0,001 |

Em termos de composição química existe um elemento de liga que é conhecido por aumentar a tenacidade de aços martensíticos, mas que não seria esperado nesta família 41XX, que é o Ni. Não foi realizada nenhuma avaliação quanto à presença desse elemento nos resultados dos ensaios de K_{IC} por conta da baixa concentração e da literatura informar, segundo o Metals Handbook v.1, que ele é menos efetivo em melhorar a tenacidade de aços médio carbono do que é em aços baixo carbono. Sua presença não foi, portanto considerada relevante em termos de análise para avaliação da Tenacidade à Fratura.

Comparando os resultados obtidos da composição química com a referência normativa ABNT NBR-NM87, conforme demonstrado no capítulo anterior, o material encontra-se enquadrado dentro da especificação desejada.

A microestrutura também foi observada através dos ensaios metalográficos. É possível observar, na figura 46, a presença de lamelas de ferrita e cementita, possibilitando a caracterização de sua estrutura perlítica.

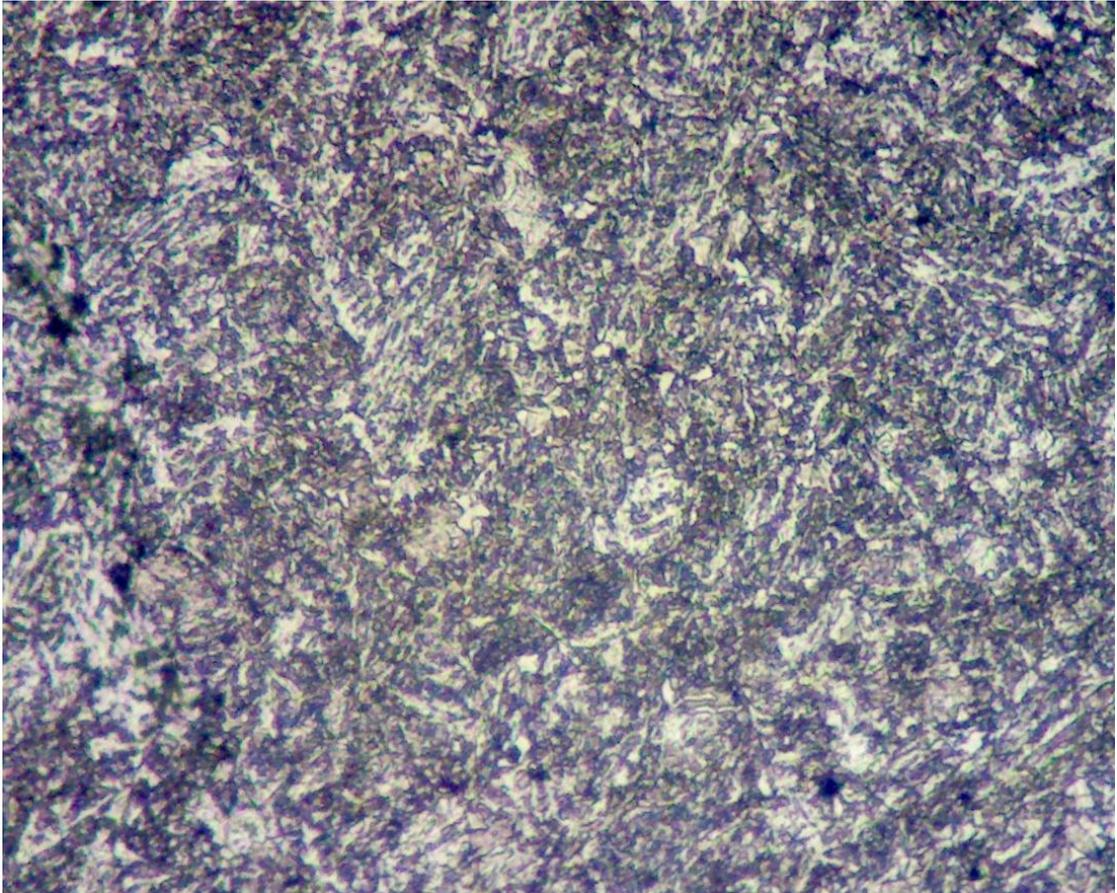


Figura 46: Microestrutura do aço SAE/AISI 4140 com recebido. Aumento de 400X.

4.2) Ensaios de tração do material como recebido

Foram preparadas três amostras para a realização dos ensaios de tração no material na condição de como recebido. As propriedades avaliadas foram: Tensão de Escoamento, Módulo de Elasticidade, Tensão Máxima, Tensão de Ruptura e Redução de Área.

Cada corpo de prova foi equipado com extensômetro do tipo *clip gage*, fixado na região útil da amostra.



Figura 47: Corpo de prova com extensômetro acoplado para realização do ensaio.

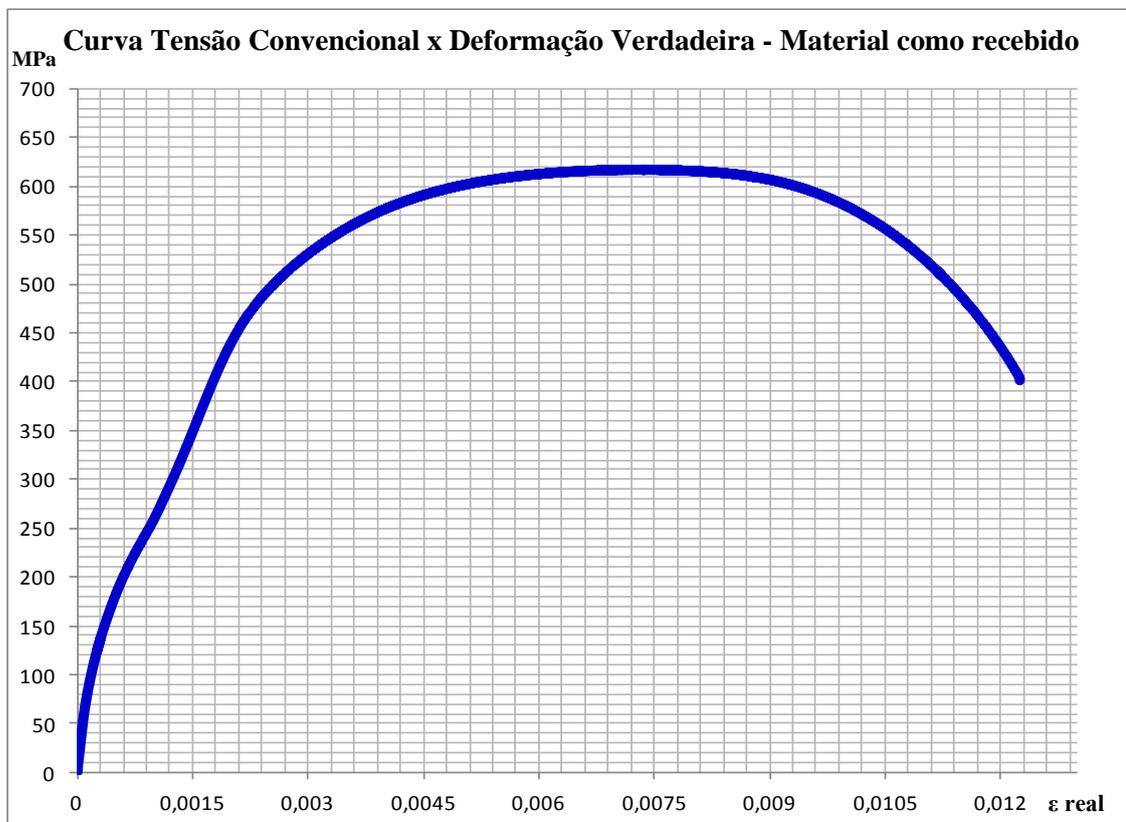


Figura 48: Curva tensão convencional x deformação verdadeira do material como recebido

A curva tensão x deformação demonstrada na figura 48 apresenta resultado típico de aços baixa liga sem adição de tratamentos térmicos. (ASM, Handbook, v.8, 2000)

Os resultados das propriedades mecânicas avaliadas são apresentados na tabela 20.

Tabela 20: Resultados das propriedades mecânicas avaliadas do material como recebido.

| CP's | D ₀ (mm) | D _f (mm) | A ₀ (mm ²) | A _f (mm ²) | RA(%) | σ _e (MPa) | σ _{máx} (MPa) | σ _{rup} (MPa) | E(GPa) |
|--------------------|---------------------|---------------------|-----------------------------------|-----------------------------------|-------|----------------------|------------------------|------------------------|--------|
| A | 6,20 | 3,50 | 30,19 | 9,62 | 68,13 | 520,00 | 617,42 | 401,17 | 181,40 |
| B | 6,10 | 3,45 | 29,23 | 9,34 | 68,04 | 530,00 | 636,33 | 420,33 | 179,30 |
| C | 6,08 | 3,44 | 29,03 | 9,29 | 67,99 | 550,00 | 637,87 | 423,22 | 193,40 |
| Média | 6,13 | 3,46 | 29,48 | 9,41 | 68,05 | 533,34 | 630,54 | 414,90 | 186,20 |
| Desvio padrão | - | - | - | - | 0,07 | 15,30 | 11,40 | 12,00 | 7,60 |
| Coef. de variância | - | - | - | - | 0,10% | 2,80% | 1,80% | 2,90% | 4,10% |

Os resultados apresentados no levantamento da curva tensão-deformação mostram uma tensão de escoamento média de 533,34 MPa e uma tensão máxima média de 630,54 MPa. O módulo de elasticidade médio obtido foi de 186,20 MPa e a ductilidade expressa em termos de redução de área apresentou valor na ordem de 68,05%.

As propriedades mecânicas dependentes da área da seção transversal das amostras foram mensuradas com referência à área inicial dos corpos de prova, sendo assim, obtendo as propriedades que usualmente são tomadas como referência para caracterização e aplicação dos materiais metálicos.

4.3) Avaliação de dureza das amostras tratadas

As amostras foram avaliadas após a têmpera inicial e após as etapas posteriores de resfriamento. As tabelas 21, 22 e 23 apresentam os resultados de dureza das amostras em função da rota de tratamento a frio (resfriamento a -80°C e criogênico a -196°C), sendo que, para cada corpo de prova realizaram-se três medições.

Tabela 21 – Resultados de dureza dos corpos de prova de fratura pós-têmpera.

| CP | HRC1 | HRC2 | HRC3 | CP | HRC1 | HRC2 | HRC3 |
|--|------|------|------|----|------|------|------|
| 1 | 48,0 | 50,0 | 48,0 | 25 | 49,0 | 47,0 | 46,0 |
| 2 | 47,0 | 48,0 | 48,0 | 26 | 48,0 | 52,0 | 53,0 |
| 3 | 52,0 | 49,0 | 48,0 | 27 | 49,0 | 46,0 | 47,0 |
| 4 | 49,0 | 48,0 | 49,0 | 28 | 51,0 | 47,0 | 49,0 |
| 5 | 48,0 | 49,0 | 49,0 | 29 | 46,0 | 54,0 | 51,0 |
| 6 | 53,0 | 53,0 | 51,0 | 30 | 49,0 | 52,0 | 48,0 |
| 7 | 53,0 | 52,0 | 49,0 | 31 | 49,0 | 49,0 | 49,0 |
| 8 | 48,0 | 49,0 | 49,0 | 32 | 49,0 | 47,0 | 48,0 |
| 9 | 48,0 | 50,0 | 48,0 | 33 | 49,0 | 49,0 | 51,0 |
| 10 | 47,0 | 48,0 | 48,0 | 34 | 48,0 | 48,0 | 49,0 |
| 11 | 52,0 | 49,0 | 48,0 | 35 | 48,0 | 49,0 | 49,0 |
| 12 | 49,0 | 48,0 | 49,0 | 36 | 48,0 | 47,0 | 50,0 |
| 13 | 48,0 | 49,0 | 49,0 | 37 | 50,0 | 52,0 | 51,0 |
| 14 | 53,0 | 53,0 | 51,0 | 38 | 48,0 | 47,0 | 49,0 |
| 15 | 53,0 | 52,0 | 49,0 | 39 | 48,0 | 49,0 | 48,0 |
| 16 | 48,0 | 49,0 | 49,0 | 40 | 49,0 | 46,0 | 48,0 |
| 17 | 54,0 | 52,0 | 54,0 | 41 | 49,0 | 52,0 | 48,0 |
| 18 | 52,0 | 54,0 | 53,0 | 42 | 50,0 | 49,0 | 50,0 |
| 19 | 54,0 | 48,0 | 53,0 | 43 | 49,0 | 48,0 | 52,0 |
| 20 | 55,0 | 51,0 | 49,0 | 44 | 50,0 | 48,0 | 54,0 |
| 21 | 53,0 | 54,0 | 48,0 | 45 | 49,0 | 48,0 | 49,0 |
| 22 | 48,0 | 53,0 | 53,0 | 46 | 48,0 | 49,0 | 55,0 |
| 23 | 55,0 | 54,0 | 52,0 | 47 | 48,0 | 49,0 | 50,0 |
| 24 | 49,0 | 52,0 | 49,0 | 48 | 48,0 | 48,0 | 50,0 |
| Dureza média 50,0 HRC Desvio padrão 2,0 HRC Coefficiente de variação 4,0% | | | | | | | |

Tabela 22 – Resultados de dureza dos corpos de prova de fratura pós-resfriamento a -80°C por 48horas

| CP | HRC 1 | HRC 2 | HRC 3 |
|--|-------|-------|-------|
| 9 | 49,0 | 50,0 | 48,0 |
| 10 | 48,0 | 48,0 | 48,0 |
| 11 | 51,0 | 49,0 | 48,0 |
| 12 | 49,0 | 49,0 | 49,0 |
| 13 | 48,0 | 49,0 | 49,0 |
| 14 | 51,0 | 53,0 | 53,0 |
| 15 | 53,0 | 52,0 | 50,0 |
| 16 | 49,0 | 49,0 | 49,0 |
| Dureza média 50,0 HRC Desvio padrão 2,0 HRC Coefficiente de variação 4,0% | | | |

Tabela 23 – Resultados de dureza dos corpos de prova de fratura pós-resfriamento criogênico por 72 horas

| CP | HRC 1 | HRC 2 | HRC 3 | CP | HRC 1 | HRC 2 | HRC 3 |
|--------------------------------------|-------|-------|-------|----|-------|-------|-------|
| 17 | 49,0 | 50,0 | 49,0 | 33 | 51,0 | 50,0 | 50,0 |
| 18 | 50,0 | 49,0 | 48,0 | 34 | 53,0 | 52,0 | 53,0 |
| 19 | 50,0 | 52,0 | 49,0 | 35 | 52,0 | 50,0 | 49,0 |
| 20 | 50,0 | 50,0 | 51,0 | 36 | 50,0 | 51,0 | 50,0 |
| 21 | 51,0 | 50,0 | 50,0 | 37 | 50,0 | 52,0 | 53,0 |
| 22 | 53,0 | 52,0 | 52,0 | 38 | 50,0 | 51,0 | 50,0 |
| 23 | 52,0 | 52,0 | 50,0 | 39 | 51,0 | 49,0 | 51,0 |
| 24 | 50,0 | 49,0 | 49,0 | 40 | 53,0 | 51,0 | 51,0 |
| 25 | 49,0 | 49,0 | 50,0 | 41 | 51,0 | 52,0 | 49,0 |
| 26 | 49,0 | 50,0 | 50,0 | 42 | 53,0 | 51,0 | 50,0 |
| 27 | 50,0 | 51,0 | 50,0 | 43 | 52,0 | 52,0 | 50,0 |
| 28 | 49,0 | 49,0 | 50,0 | 44 | 52,0 | 52,0 | 52,0 |
| 29 | 51,0 | 51,0 | 50,0 | 45 | 50,0 | 52,0 | 49,0 |
| 30 | 52,0 | 50,0 | 53,0 | 46 | 53,0 | 52,0 | 52,0 |
| 31 | 51,0 | 51,0 | 52,0 | 47 | 52,0 | 53,0 | 53,0 |
| 32 | 50,0 | 51,0 | 51,0 | 48 | 52,0 | 53,0 | 51,0 |
| Dureza média 51,0 HRC | | | | | | | |
| Desvio padrão 1,3 HRC | | | | | | | |
| Coefficiente de variação 2,5% | | | | | | | |

Verifica-se que não há variação significativa na dureza das amostras avaliadas. A dureza no tratamento sub-zero (-80°C), manteve-se sem alterações nem mesmo no valor mediano, no tratamento criogênico (-196°C) houve uma pequena variação na média de apenas 1 ponto, o que não é representativo por conta da própria variação natural do processo.

Em aços ligados, espera-se algum aumento de dureza mais significativa em função da transformação da austenita retida em martensita quando do resfriamento em temperaturas negativas. O teor de austenita retida nos aços, segundo (Novikov, 1994), aumenta em função do teor de carbono e elementos de liga, levando a temperatura de transformação final da martensita a níveis mais baixos de temperatura.

O aço SAE/AISI 4140 é um aço de baixa liga e médio teor de carbono, portanto não é esperado um aumento muito significativo de dureza em função do baixo teor de austenita retida, conforme estudado por Senthilkumar *et al* (2010); que publicou resultados de dureza em amostras de aço SAE/AISI 4140 tratados criogenicamente, com aumento de dureza entre 4 a 6 pontos, no entanto os tempos adotados para os processos de têmpera foram diferentes e não foram publicados valores de desvio padrão e coeficiente de variação.

Os corpos de prova de tração apresentaram resultados semelhantes, como mostrados nas tabelas adiante.

Tabela 24 – Resultados de dureza dos corpos de prova de tração pós-têmpera.

| CP | HRC1 | HRC2 | HRC3 | CP | HRC1 | HRC2 | HRC3 |
|--|------|------|------|----|------|------|------|
| 1 | 46,0 | 49,0 | 47,0 | 19 | 48,0 | 48,0 | 50,0 |
| 2 | 48,0 | 47,0 | 47,0 | 20 | 47,0 | 48,0 | 48,0 |
| 3 | 47,0 | 48,0 | 47,0 | 21 | 47,0 | 50,0 | 46,0 |
| 4 | 45,0 | 46,0 | 48,0 | 22 | 48,0 | 50,0 | 47,0 |
| 5 | 48,0 | 48,0 | 48,0 | 23 | 50,0 | 50,0 | 48,0 |
| 6 | 48,0 | 47,0 | 46,0 | 24 | 47,0 | 47,0 | 48,0 |
| 7 | 47,0 | 48,0 | 47,0 | 25 | 46,0 | 50,0 | 46,0 |
| 8 | 48,0 | 47,0 | 43,0 | 26 | 50,0 | 48,0 | 49,0 |
| 9 | 47,0 | 52,0 | 48,0 | 27 | 49,0 | 50,0 | 51,0 |
| 10 | 47,0 | 45,0 | 47,0 | 28 | 48,0 | 47,0 | 50,0 |
| 11 | 48,0 | 47,0 | 44,0 | 29 | 48,0 | 48,0 | 47,0 |
| 12 | 48,0 | 50,0 | 48,0 | 30 | 48,0 | 45,0 | 47,0 |
| 13 | 48,0 | 47,0 | 50,0 | 31 | 50,0 | 49,0 | 52,0 |
| 14 | 48,0 | 47,0 | 50,0 | 32 | 52,0 | 48,0 | 48,0 |
| 15 | 47,0 | 48,0 | 48,0 | 33 | 49,0 | 45,0 | 50,0 |
| 16 | 48,0 | 47,0 | 48,0 | 34 | 51,0 | 50,0 | 49,0 |
| 17 | 48,0 | 47,0 | 47,0 | 35 | 49,0 | 50,0 | 47,0 |
| 18 | 49,0 | 50,0 | 49,0 | 36 | 50,0 | 49,0 | 50,0 |
| Dureza média 48,0 HRC Desvio padrão 1,6 HRC Coefficiente de variação 3,4% | | | | | | | |

Os resultados também foram avaliados em função das rotas de tratamentos a frio para os corpos de prova de tração.

Tabela 25 – Resultados de dureza dos corpos de prova de tração pós-resfriamento a -80°C por 48 horas

| CP | HRC 1 | HRC 2 | HRC 3 |
|--|-------|-------|-------|
| 7 | 48,0 | 48,0 | 47,0 |
| 8 | 47,0 | 47,0 | 45,0 |
| 9 | 47,0 | 51,0 | 49,0 |
| 10 | 46,0 | 49,0 | 48,0 |
| 11 | 48,0 | 47,0 | 45,0 |
| 12 | 49,0 | 49,0 | 49,0 |
| Dureza média 48,0 HRC Desvio padrão 1,5 HRC Coefficiente de variação 3,2% | | | |

Tabela 26 – Resultados de dureza dos corpos de prova de tração pós-resfriamento criogênico por 72 horas

| CP | HRC 1 | HRC 2 | HRC 3 | CP | HRC 1 | HRC 2 | HRC 3 |
|---|-------|-------|-------|----|-------|-------|-------|
| 13 | 48,0 | 48,0 | 50,0 | 22 | 49,0 | 50,0 | 49,0 |
| 14 | 48,0 | 49,0 | 50,0 | 23 | 50,0 | 50,0 | 48,0 |
| 15 | 49,0 | 48,0 | 48,0 | 24 | 49,0 | 49,0 | 50,0 |
| 16 | 48,0 | 49,0 | 50,0 | 25 | 49,0 | 50,0 | 49,0 |
| 17 | 50,0 | 49,0 | 49,0 | 26 | 50,0 | 48,0 | 49,0 |
| 18 | 49,0 | 50,0 | 49,0 | 27 | 49,0 | 50,0 | 50,0 |
| 19 | 50,0 | 49,0 | 50,0 | 28 | 48,0 | 47,0 | 50,0 |
| 20 | 48,0 | 49,0 | 50,0 | 29 | 49,0 | 48,0 | 48,0 |
| 21 | 48,0 | 50,0 | 49,0 | 30 | 48,0 | 49,0 | 48,0 |
| <p>Dureza média 48,0 HRC Desvio padrão 1,5 HRC Coefficiente de variação 3,2%</p> | | | | | | | |

Assim como para os corpos de prova de fratura, também não foram observadas alterações nos valores médios de dureza.

4.4) Avaliação das propriedades em tração

4.4.1) Ensaio de tração do material temperado 850 °C e revenido 200 °C / 1h

Na tabela abaixo são demonstrados os resultados das propriedades avaliadas para o material na condição de temperado a 850 °C e revenido a 200 °C por 1 hora.

Tabela 27 – Resultados das amostras temperadas e revenidas

| CP | D ₀ (mm) | D _f (mm) | A ₀ (mm ²) | A _f (mm ²) | RA(%) | σ _e (MPa) | σ _{máx} (MPa) | σ _{rup} (MPa) | E(GPa) |
|-------------------|---------------------|---------------------|-----------------------------------|-----------------------------------|--------|----------------------|------------------------|------------------------|--------|
| 32 | 5,78 | 4,30 | 26,23 | 14,51 | 45,00% | 1880,00 | 2074,70 | 1619,82 | 193,90 |
| 34 | 5,96 | 4,62 | 27,88 | 16,76 | 40,00% | 1860,00 | 2047,00 | 1680,47 | 192,30 |
| 36 | 5,62 | 4,15 | 24,79 | 13,52 | 45,00% | 1845,00 | 2066,70 | 1604,73 | 191,60 |
| Média | 5,79 | 4,36 | 26,30 | 14,93 | 43,00% | 1861,67 | 2062,80 | 1635,01 | 192,60 |
| Desvio padrão | - | - | - | - | 0,03 | 17,56 | 14,26 | 40,09 | 1,18 |
| Coef. de variação | - | - | - | - | 6,97% | 0,94% | 0,69% | 2,45% | 0,61% |

Foram descartadas as amostras 31, 33 e 35 por ruptura fora da região de validade do ensaio de tração, provavelmente por desvios de fabricação das amostras.

Após o tratamento térmico convencional houve um aumento significativo nos valores de Tensão de Escoamento, Tensão Máxima e Tensão de Ruptura. Em contrapartida, o nível de Ductilidade avaliada a partir da redução percentual de área foi afetado de modo importante, mas, como tipicamente é observado como consequência para tratamentos térmicos desse tipo em materiais metálicos.

Os aços de baixa liga com médio teor de carbono quando tratados termicamente melhoram suas propriedades mecânicas, tornando-se mais resistentes, porém comprometendo a Ductilidade e a Tenacidade. (Callister, 2008).

Dentre as propriedades avaliadas a que apresentou o maior nível de dispersão foi a Redução de Área, no entanto, um resultado esperado, já que a medida local é influenciada por erros de medição.

Uma avaliação entre valores médios é apresentada na tabela 32, comparando os resultados das diferentes rotas de tratamentos térmicos.

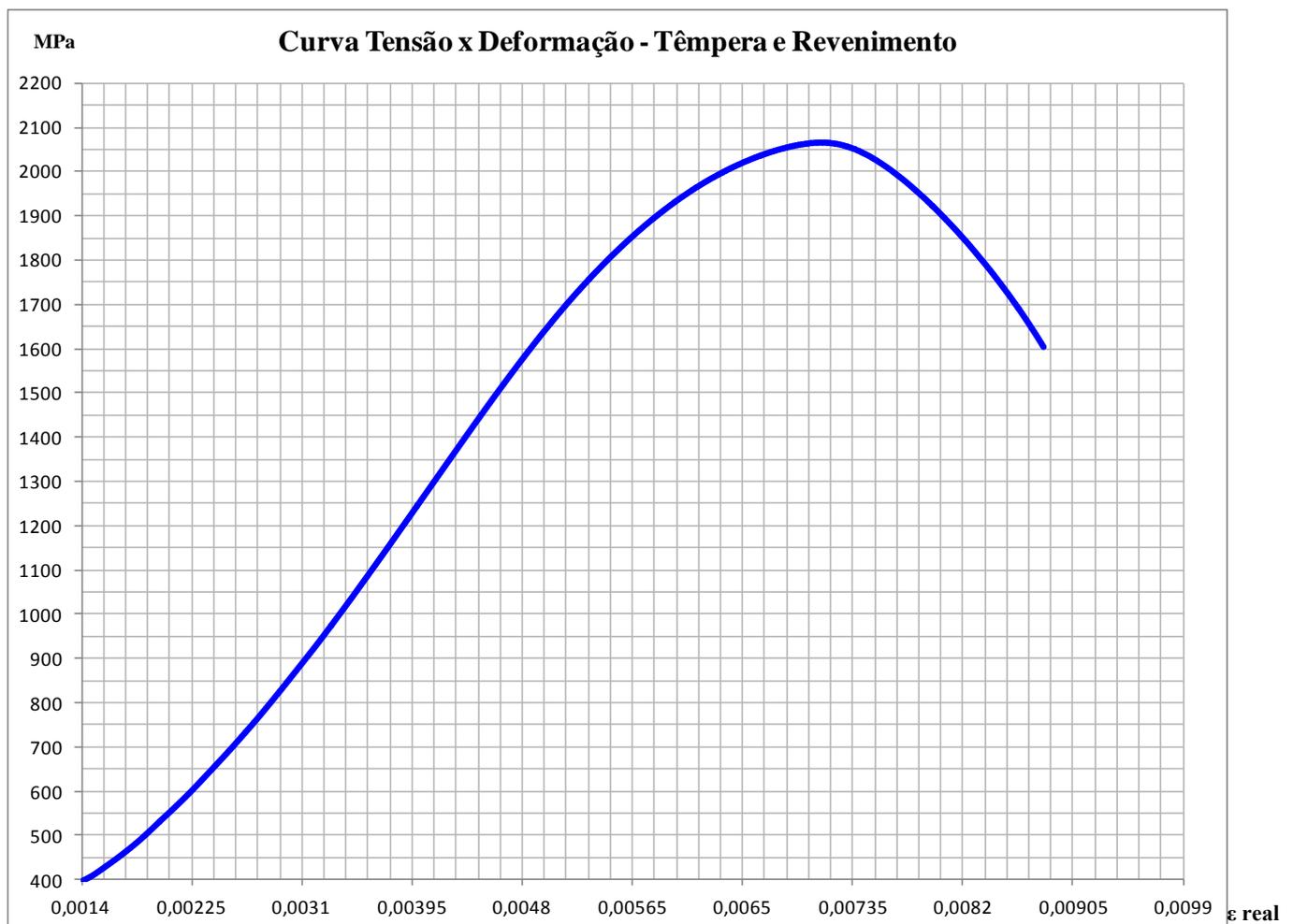


Figura 49: Gráfico Tensão x Deformação do corpo de prova 36 temperado e revenido.

O início do ensaio foi afetado por escorregamento do corpo de prova das garras de fixação desgastadas da máquina de ensaio de tração. Sistemáticamente, era necessário um determinado nível de força para que as garras se fixassem às cabeças dos corpos de prova para que o ensaio prosseguisse. Com isso, os resultados obtidos não possibilitaram a análise do Módulo de Tenacidade do material em tração a partir dos gráficos de Tensão x Deformação. Segundo, (Garcia A. *et al.*, 2012), o Módulo de Tenacidade é calculado através do somatório dos elementos de área realizados na curva tensão-deformação.

Por isso a parte inicial do diagrama foi omitida, por se tratar de uma região que deixou de ter interesse em função do ajuste mecânico inadequado e da definição de propriedades a serem estudadas nessa pesquisa que não são função da área abaixo da curva dos diagramas.

4.4.2) Ensaio de tração do material temperado 850 °C, resfriado a -80 °C / 48h e revenido 200 °C / 1h

Tabela 28 – Resultados das amostras temperadas, resfriadas a -80 °C / 48h e revenidas.

| CP | D ₀ (mm) | D _f (mm) | A ₀ (mm ²) | A _f (mm ²) | RA(%) | σ _e (MPa) | σ _{máx} (MPa) | σ _{rup} (MPa) | E(GPa) |
|-------------------|------------------------|------------------------|--------------------------------------|--------------------------------------|--------|----------------------|------------------------|------------------------|--------|
| 8 | 5,21 | 3,90 | 21,31 | 11,94 | 44,00% | 2010,00 | 2110,90 | 1571,80 | 187,10 |
| 10 | 5,52 | 4,13 | 23,92 | 13,39 | 44,00% | 1970,00 | 2103,60 | 1658,20 | 196,90 |
| 12 | 5,37 | 5,05 | 22,64 | 20,02 | 12,00% | 1990,00 | 2100,10 | 2092,40 | 193,00 |
| Média | 5,37 | 4,36 | 22,62 | 15,12 | 33,00% | 1990,00 | 2104,80 | 1774,10 | 192,30 |
| Desvio padrão | - | - | - | - | 0,19 | 20,00 | 5,49 | 278,90 | 4,93 |
| Coef. de variação | - | - | - | - | 56,43% | 1,01% | 0,26% | 15,72% | 2,57% |

Durante a realização dos ensaios desse lote, assim como do lote anterior (têmpera e revenido) algumas amostras apresentaram ruptura fora da região válida do ensaio e foram descartadas as amostras 7, 9 e 11.

Logo, ao observar os valores de resistência mecânica obtidos nesse lote, nota-se que seria interessante um grupo maior de amostras a fim de compararmos com o lote anterior com maior precisão. Observa-se também uma dispersão maior na ductilidade do lote influenciada pelo resultado da amostra 12, que se rompeu sem o mesmo nível de estricção que as amostras 8 e 10.

Para esse grupo notou-se um aumento no limite de escoamento do material após o resfriamento a $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ por 48 horas. Esse ligeiro acréscimo no valor do limite de escoamento também foi encontrado por Silva (2012), que também avaliou algumas propriedades mecânicas do aço AISI/SAE 4140 sob a influência de tratamentos de resfriamento e criogenia.

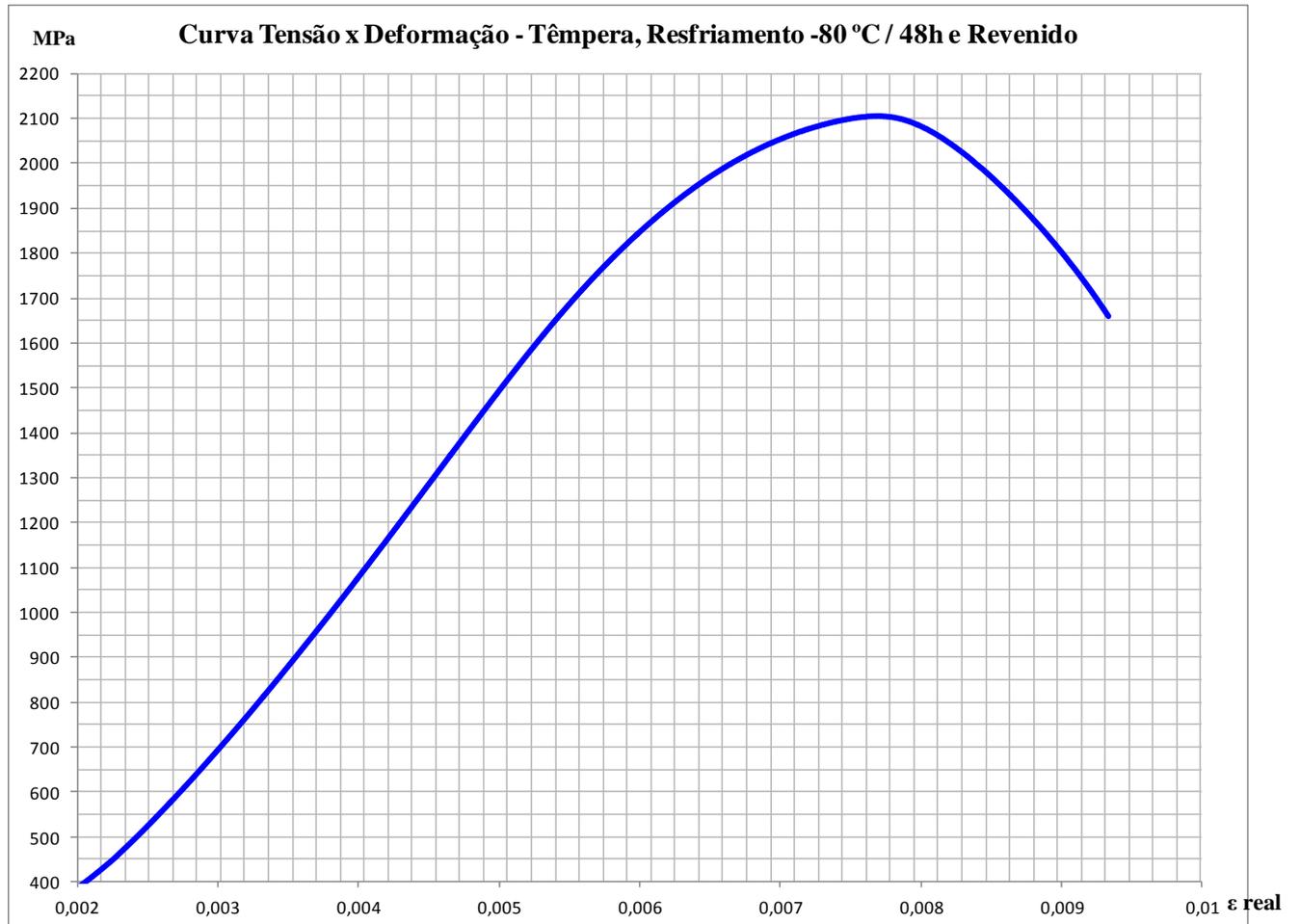


Figura 50: Gráfico Tensão x Deformação do corpo de prova 10 temperado, resfriado $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ / 48h e revenido.

A parte inicial do diagrama está oculta para melhorar a visualização da curva Tensão x Deformação nas regiões de interesse desse estudo.

4.4.3) Ensaios de tração do material temperado, resfriado a -80 °C / 5h, criogenia -196 °C / 72h e revenido 200 °C / 1h

Tabela 29 – Resultados das amostras temperadas, com resfriamento e criogenia por 72h e revenidas.

| CP | D ₀ (mm) | D _f (mm) | A ₀ (mm ²) | A _f (mm ²) | RA(%) | σ _e (MPa) | σ _{máx} (MPa) | σ _{rup} (MPa) | E(GPa) |
|-------------------|------------------------|------------------------|--------------------------------------|--------------------------------------|--------|----------------------|------------------------|------------------------|--------|
| 13 | 5,43 | 4,12 | 23,15 | 13,32 | 42,00% | 2000,00 | 2103,45 | 1659,91 | 189,40 |
| 14 | 5,45 | 4,00 | 23,32 | 12,56 | 46,00% | 1940,00 | 2089,52 | 1603,78 | 192,70 |
| 15 | 5,49 | 4,09 | 23,66 | 13,13 | 44,00% | 1980,00 | 2046,10 | 1644,83 | 190,30 |
| 16 | 5,34 | 4,00 | 22,38 | 12,56 | 44,00% | 1980,00 | 2053,75 | 1564,23 | 192,10 |
| 17 | 5,39 | 4,06 | 22,81 | 12,94 | 43,00% | 1900,00 | 2130,67 | 1659,30 | 190,60 |
| 18 | 5,48 | 4,08 | 23,57 | 13,07 | 45,00% | 1960,00 | 2067,22 | 1740,00 | 197,60 |
| Média | 5,42 | 4,05 | 23,05 | 12,89 | 44,00% | 1960,00 | 2088,92 | 1645,44 | 192,50 |
| Desvio padrão | - | - | - | - | 0,01 | 38,47 | 30,26 | 66,47 | 3,14 |
| Coef. de variação | - | - | - | - | 3,18% | 1,96% | 1,45% | 4,04% | 1,63% |

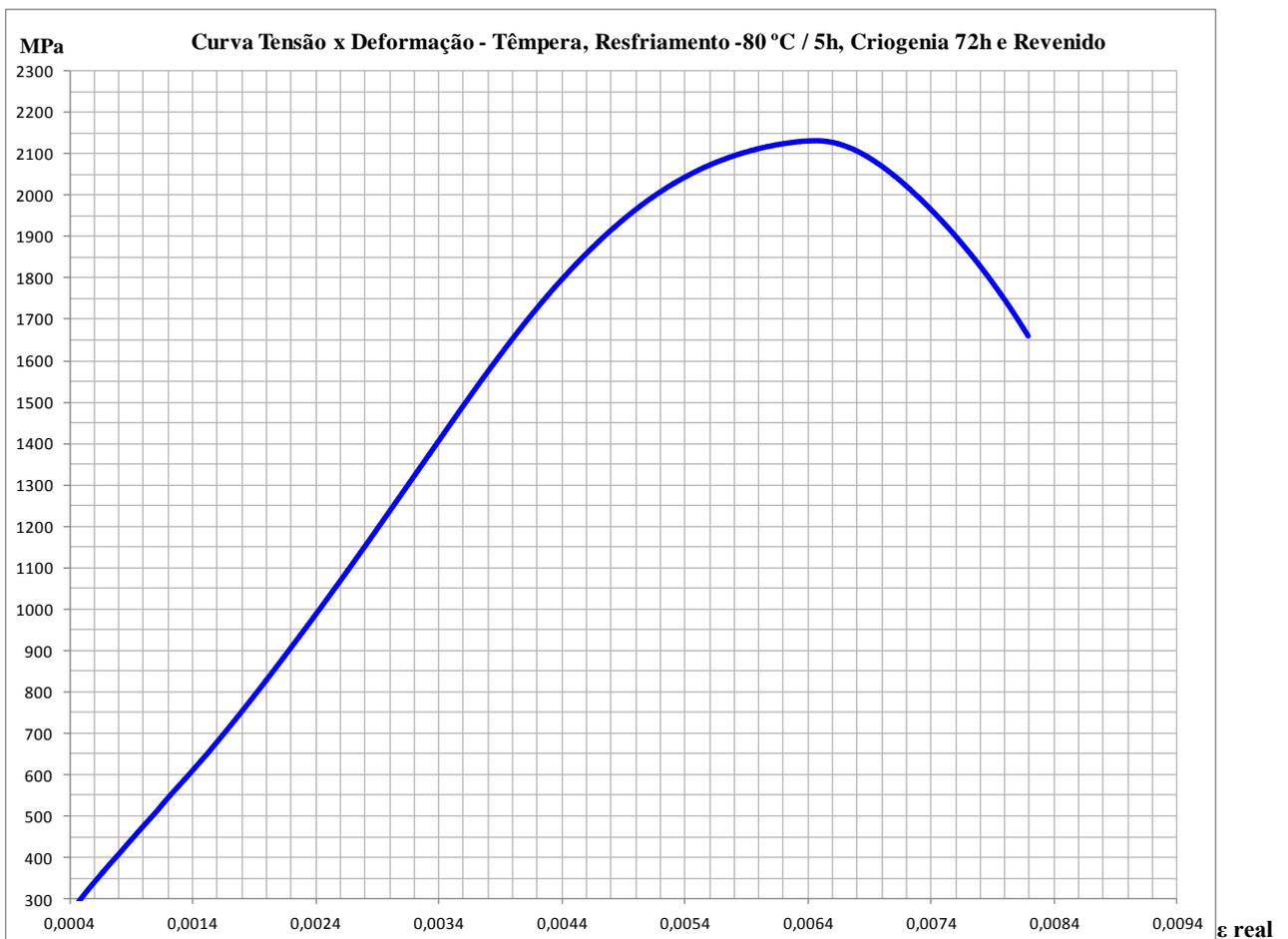


Figura 51: Gráfico Tensão x Deformação do corpo de prova 17 temperado, resfriado -80 °C / 5h, criogenia 72h e revenido.

O lote descrito na tabela 29, passou por etapas de resfriamento sub-zero por 5 horas e posteriormente foi resfriado criogenicamente por 72 horas. Observa-se certa semelhança dos resultados com aqueles do resfriado a -80 °C por 48 horas. A etapa de criogenia posterior ao resfriamento parece não ter acrescentado variações significativas comparando esses resultados.

4.4.4) Ensaio de tração do material temperado, resfriado a -80 °C / 5h, criogenia -196 °C / 72h e revenido a 320 °C / 1h

Tabela 30 – Resultados das amostras temperadas, com resfriamento e criogenia por 72h e revenimento a 320°C.

| CP | D ₀ (mm) | D _f (mm) | A ₀ (mm ²) | A _f (mm ²) | RA(%) | σ _e (MPa) | σ _{máx} (MPa) | σ _{rup} (MPa) | E(GPa) |
|-------------------|------------------------|------------------------|--------------------------------------|--------------------------------------|--------|----------------------|------------------------|------------------------|--------|
| 19 | 5,8 | 4,50 | 26,41 | 15,90 | 40,00% | 1550,00 | 1689,45 | 1108,30 | 207,06 |
| 20 | 5,3 | 4,19 | 22,05 | 13,78 | 37,00% | 1580,00 | 1763,42 | 1201,56 | 195,50 |
| 22 | 5,44 | 4,29 | 23,23 | 14,45 | 38,00% | 1600,00 | 1764,09 | 1210,75 | 198,34 |
| 23 | 5,38 | 4,17 | 22,72 | 13,65 | 40,00% | 1560,00 | 1752,38 | 1242,13 | 201,28 |
| Média | 5,48 | 4,29 | 23,60 | 14,45 | 38,75% | 1572,50 | 1742,34 | 1190,69 | 195,50 |
| Desvio padrão | - | - | - | - | 0,02 | 22,17 | 35,66 | 57,60 | 4,94 |
| Coef. de variação | - | - | - | - | 3,87% | 1,41% | 2,05% | 4,84% | 2,48% |

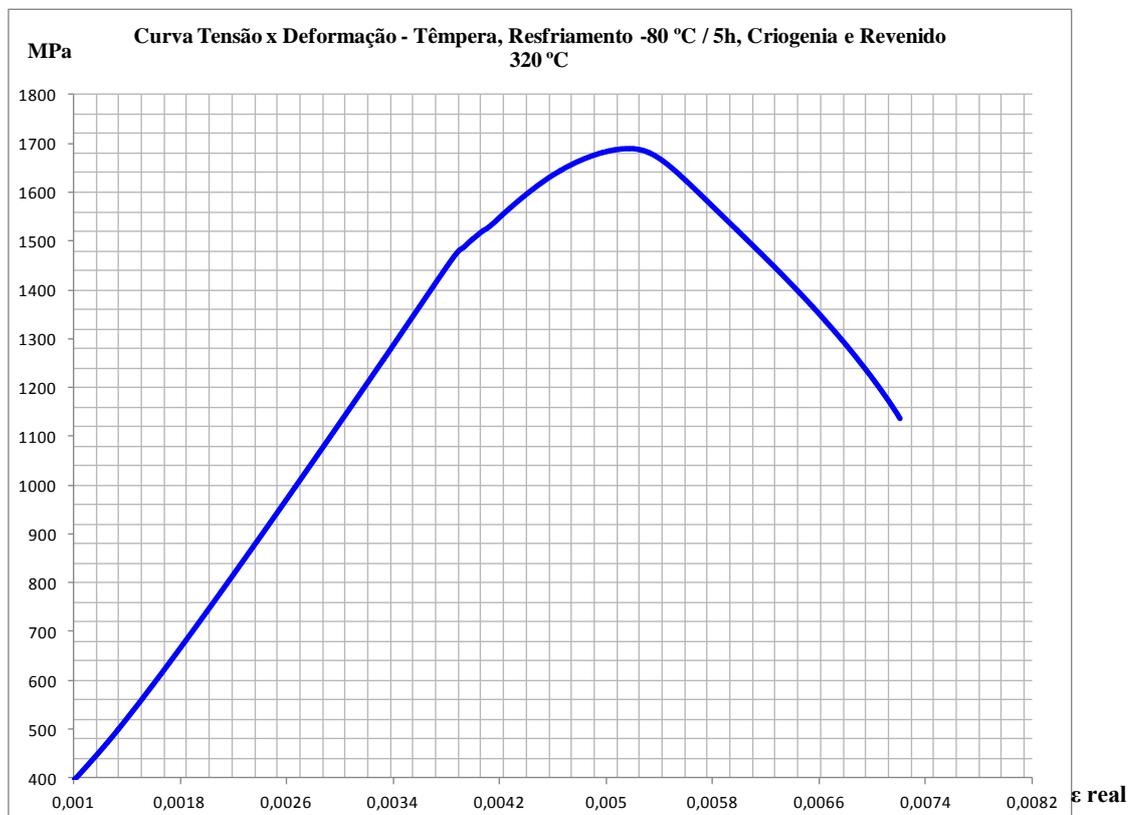


Figura 52: Gráfico Tensão x Deformação do corpo de prova 19 temperado, resfriado -80 °C / 5h, criogenia 72h e revenido 320 °C.

Do mesmo modo que o lote discutido em 4.4.3, esse diferiu-se apenas pela etapa de revenimento. Foi aplicado um revenimento em um patamar mais alto de temperatura. Nota-se uma queda nos valores de resistência ao escoamento, tensão máxima e de ruptura e um ligeiro acréscimo no valor do módulo de elasticidade. O objetivo principal da preparação desse lote é observar o comportamento no ensaio de flexão para avaliação da Tenacidade à Fratura.

As amostras 21 e 24 foram descartadas, sendo que o resultado da amostra 21 foi considerado espúrio e durante o ensaio da amostra 24 o equipamento de ensaio de tração apresentou problema de funcionamento (*erro watchdog*) e invalidou o resultado.

Em 2010, (Freitas, 2010), avaliou propriedades em fadiga do aço 4140 sob diferentes condições de tratamento térmico e obteve resultados satisfatórios quanto a ciclagem das amostras para esse nível de revenimento, no entanto aplicou duplo revenimento, um primeiro a 180° e em seguida 320°C. Em sua pesquisa, a tensão de escoamento também decresceu quando comparada com os demais patamares de revenimento, mas a resistência à fadiga melhorou, registrando-se como a melhor condição de tratamento para esse fim (resistência à fadiga) obtendo uma ciclagem de 36532 ciclos. Esse acréscimo de vida sob fadiga, foi explicado como sendo devido ao aumento expressivo na formação de micro deformações na superfície de fratura (micro voids ou dimples) que absorvem grande quantidade de energia aumentando a vida útil do corpo de prova à fadiga.

A inclusão dessa rota de tratamento se deu com o interesse de propor uma alternativa econômica com apenas uma etapa de revenimento (320 °C) e avaliar se haveria impacto na medição da Tenacidade a partir do método utilizado nessa pesquisa.

4.4.5) Ensaios de tração do material temperado, criogenia -196 °C / 72h e revenido a 200 °C / 1h

Tabela 31 – Resultados das amostras temperadas, com criogenia por 72h e revenimento a 200 °C.

| CP | D ₀ (mm) | D _f (mm) | A ₀ (mm ²) | A _f (mm ²) | RA(%) | σ _e (MPa) | σ _{máx} (MPa) | σ _{rup} (MPa) | E(GPa) |
|-------------------|------------------------|------------------------|--------------------------------------|--------------------------------------|--------|----------------------|------------------------|------------------------|--------|
| 25 | 5,28 | 4,06 | 21,91 | 12,94 | 41,00% | 1980,00 | 2114,87 | 1696,79 | 193,20 |
| 26 | 5,47 | 4,13 | 23,46 | 13,39 | 43,00% | 1990,00 | 2143,95 | 1653,21 | 189,50 |
| 27 | 5,48 | 4,11 | 23,60 | 13,26 | 44,00% | 1955,00 | 2100,93 | 1633,97 | 189,70 |
| 28 | 5,25 | 4,07 | 21,64 | 13,00 | 40,00% | 1920,00 | 2179,19 | 1765,67 | 188,20 |
| 29 | 5,08 | 4,00 | 20,28 | 12,56 | 38,00% | 1930,00 | 2110,20 | 1695,77 | 187,90 |
| 30 | 5,45 | 4,20 | 23,32 | 13,85 | 41,00% | 1970,00 | 2058,89 | 1626,81 | 185,40 |
| Média | 5,34 | 4,10 | 22,37 | 13,17 | 41,00% | 1957,50 | 2118,01 | 1678,70 | 189,00 |
| Desvio padrão | - | - | - | - | 0,02 | 27,88 | 40,68 | 52,01 | 2,55 |
| Coef. de variação | - | - | - | - | 5,05% | 1,42% | 1,92% | 3,10% | 1,35% |

Neste lote as amostras foram submetidas diretamente ao tratamento criogênico após o processo de têmpera para avaliar o impacto das etapas intermediárias de resfriamento ou até mesmo da necessidade de ir até temperaturas criogênicas para obtenção de valores máximos de resistência mecânica.

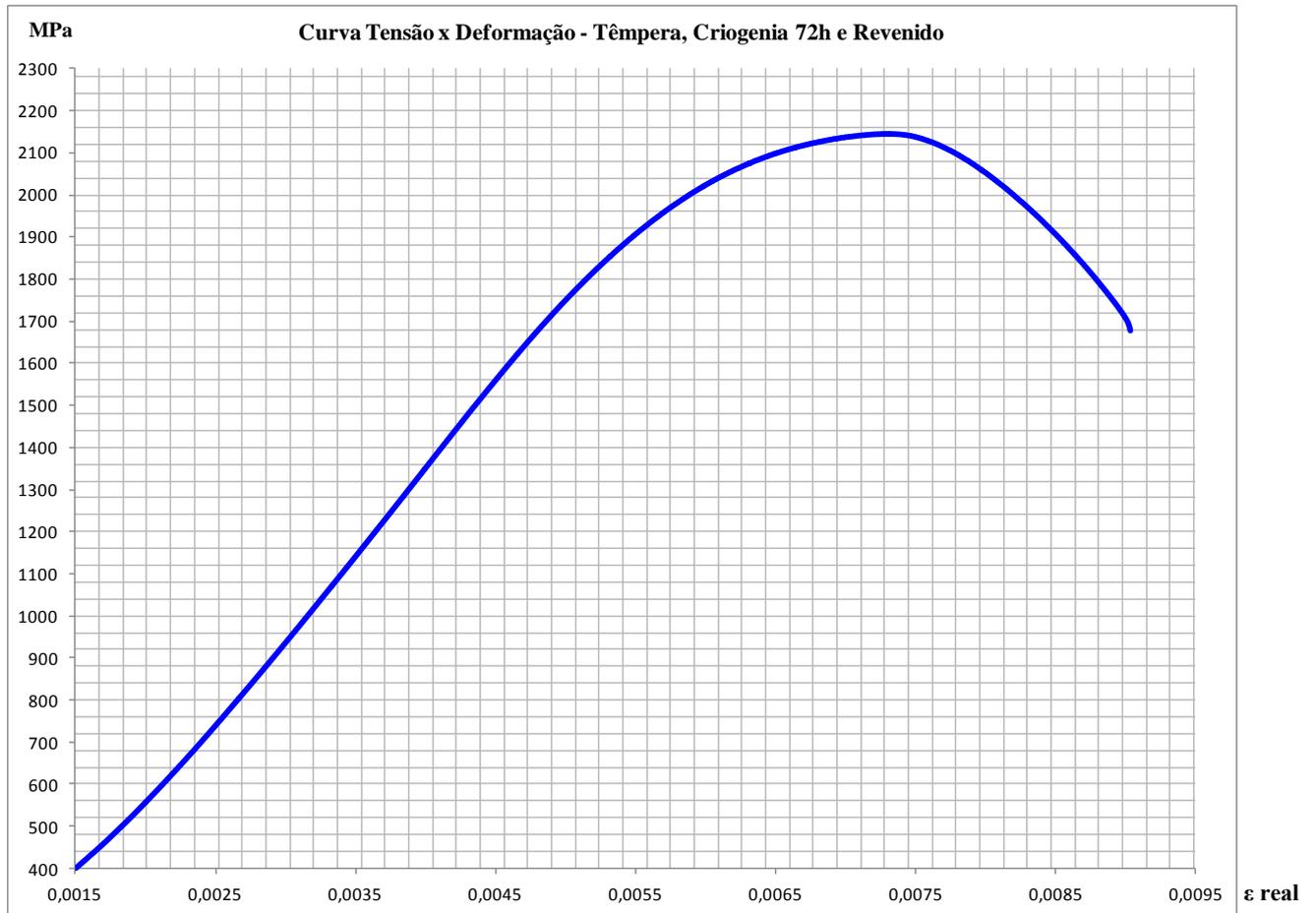


Figura 54: Gráfico Tensão x Deformação do corpo de prova 26 temperado, criogenia 72h e revenido.

4.4.6) Comparação entre os resultados médios em tração

Tabela 32 – Comparação das propriedades em tração

| Tratamento | E(GPa) | σ_e (MPa) | $\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa) | σ_{rup} (MPa) | RA(%) |
|----------------------|-------------|------------------|------------------------------|----------------------|------------|
| Como recebido | 186,20±7,60 | 533,34±15,30 | 630,54±11,40 | 414,90±12,00 | 68,00±0,07 |
| Rota A | 192,60±1,18 | 1861,67±17,56 | 2062,80±14,26 | 1635,01±40,09 | 43,00±0,03 |
| Rota B | 192,30±4,93 | 1990,00±20,00 | 2104,80±5,49 | 1774,10±278,90 | 33,00±0,19 |
| Rota C | 192,50±3,14 | 1960,00±38,47 | 2088,92±30,26 | 1645,44±66,47 | 44,00±0,01 |
| Rota D | 195,50±4,94 | 1572,50±22,17 | 1742,34±35,66 | 1190,69±57,60 | 38,75±0,02 |
| Rota E | 189,00±2,55 | 1957,50±27,88 | 2118,01±40,68 | 1678,70±70,00 | 41,00±0,02 |

Rota A – Convencional – Têmpera 850°C + Revenimento 200°C/1h

Rota B – Resfriado – Têmpera 850°C + Resfriamento -80°C/48h + Revenimento 200°C/1h

Rota C – Criogênico – Têmpera 850°C + Resfriamento -80°C/5h + Criogenia -196°C/72h + Revenimento 200°C/1h

Rota D – Criogênico – Têmpera 850°C + Resfriamento -80°C/5h + Criogenia -196°C/72h + Revenimento 320°C/1h

Rota E – Criogênico – Têmpera 850°C + Criogenia -196°C/72h + Revenimento 200°C/1h

O módulo de elasticidade dos lotes tratados não apresentou variações significativas em função dos tratamentos realizados.

A rota de tratamento D, não se mostrou uma rota interessante com relação às propriedades de tensão de escoamento e tensão máxima, e apresentou queda no valor de ductilidade expressa em termos de redução de área.

A tensão de escoamento média, excluindo o lote revenido a 320 °C aumentou em torno de 5,5% se comparada diretamente com a rota de tratamento convencional, demonstrando um ganho com relação a essa propriedade. Já para a rota com revenimento a 320 °C houve decréscimo da propriedade.

Apesar de, conforme discutido anteriormente, a inclusão de duplo revenimento a 180 °C e 320 °C aumentar a vida em fadiga, a aplicação de um único ciclo diminuiu a tensão de escoamento e o limite de resistência do material, mesmo com a aplicação de etapas de resfriamento e criogenia.

Com relação aos valores de tensão máxima e tensão de ruptura, os valores se mantiveram próximos com flutuações pequenas com relação às rotas de tratamentos térmicos. Para a rota D, essa propriedade já foi citada anteriormente.

A redução de área não apresentou grandes ganhos, o valor da rota B foi prejudicado pela perda de amostras durante o ensaio e os resultados obtidos não permitem uma conclusão a respeito dessa propriedade. Já para a rota D houve uma pequena perda de ductilidade que pode ter sido causada por fragilização da martensita em função da temperatura em que se aplicou o revenimento. Apesar de o fenômeno de fragilização ao revenido não ter sido investigado para essas amostras, Krauss (1995), discutiu a respeito de um fenômeno de fragilização da martensita revenida (*tempered martensite embrittlement*) ou conhecido também por fragilização a 350 °C, explicando que revenimentos na faixa de 260 °C a 370 °C podem resultar em uma segregação de impurezas nos contornos de grão, reduzindo a resistência do material.

Devido à transformação martensítica, as amostras escoaram com níveis de tensão bastante elevados, mesmo com uma ou outra rota diferenciando-se entre si. Daí, torna-se, interessante uma análise da razão elástica do material LE/LR (Limite de Escoamento / Limite de Resistência).

A razão elástica mostra-nos que antes de escoar o material atinge tensões muito altas, ainda no regime elástico. Aços ferríticos, por exemplo, possuem uma razão elástica usual em torno de 0,6, indicando que esses materiais chegam facilmente ao regime plástico. (Zeemann, 2003).

Tabela 33 – Resultados da razão elástica

| Razão elástica LE/LR | | | | | | | | | |
|----------------------|-------------|--------|-------------|--------|-------------|--------|-------------|--------|-------------|
| Rota A | | Rota B | | Rota C | | Rota D | | Rota E | |
| CP | LE/LR | CP | LE/LR | CP | LE/LR | CP | LE/LR | CP | LE/LR |
| 32 | 0,90 | 8 | 0,95 | 13 | 0,95 | 19 | 0,92 | 25 | 0,93 |
| 34 | 0,90 | 10 | 0,93 | 14 | 0,92 | 20 | 0,90 | 26 | 0,92 |
| 36 | 0,89 | 12 | 0,94 | 15 | 0,96 | 22 | 0,91 | 27 | 0,93 |
| - | - | - | - | 16 | 0,96 | 23 | 0,89 | 28 | 0,89 |
| - | - | - | - | 17 | 0,89 | - | - | 29 | 0,91 |
| - | - | - | - | 18 | 0,94 | - | - | 30 | 0,95 |
| Média | 0,90 | | 0,95 | | 0,94 | | 0,90 | | 0,93 |

Rota A – *Convencional* – Têmpera 850°C + Revenimento 200°C/1h

Rota B – *Resfriado* – Têmpera 850°C + Resfriamento -80°C/48h + Revenimento 200°C/1h

Rota C – *Criogênico* – Têmpera 850°C + Resfriamento -80°C/5h + Criogenia -196°C/72h + Revenimento 200°C/1h

Rota D – *Criogênico* – Têmpera 850°C + Resfriamento -80°C/5h + Criogenia -196°C/72h + Revenimento 320°C/1h

Rota E – *Criogênico* – Têmpera 850°C + Criogenia -196°C/72h + Revenimento 200°C/1h

Segundo (ASM, Handbook v.1-1990) a relação LE/LR para materiais com tratamentos térmicos efetivos e cuja estrutura seja predominantemente martensítica possuem valores de razão elástica que podem superar 0,9. Isto significa que a razão LE/LR está diretamente relacionada com a microestrutura, mais especificamente com a quantidade de martensita.

Nota-se que as etapas de resfriamento e criogenia contribuíram para um aumento da razão elástica das amostras, confirmando que os tratamentos a frio para o aço AISI/SAE 4140 são capazes de conferir ao material novos níveis de resistência.

No que diz respeito à influência de LE/LR na Tenacidade e sua relação com a microestrutura pouco foi verificado na literatura específica para aços temperados e revenidos de médio carbono da família 41XX.

Esta relação costuma ser mais estudada em aços ferríticos de granulometria refinada e aços *dual-phase* de baixo carbono, onde valores mais baixos são benéficos, pois são aços estruturais e menores valores de limite elástico são desejados. Estes aços, no entanto têm ótima tenacidade. (Zhang, *et al*, 2004 e Malatesta, *et al*, 2005).

Também em aços de baixo carbono martensíticos e bainíticos de alta tenacidade estuda-se a razão LE/LR em relação à sua variação com temperaturas de revenimento, sendo, entretanto que nestes aços existe possibilidade de retenção de austenita e a relação LE/LR sempre varia quando existe possibilidade de formação martensítica. (Ray, *et al*, 2003 e Liu, *et al*, 2004).

A razão elástica não foi afetada pelos tratamentos de criogenia, visto que as amostras tratadas apenas com resfriamento a $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ por 48 horas também obtiveram ganho semelhante quando comparado com as amostras resfriadas em temperaturas criogênicas. No entanto, nota-se que a inclusão das etapas de resfriamento sub-zero ou até mesmo à temperaturas criogênicas aumenta a razão elástica, conferindo ao material maior capacidade de permanecer no campo elástico quando carregado.

Por outro lado, conforme alertado por Zeemann (2003), razões elásticas mais altas podem atrapalhar o processo de soldagem de aços. O nível de tensões residuais de soldagem é da ordem do limite de escoamento do material. Ora, se o limite de escoamento é muito próximo do limite de resistência, isso significa que qualquer tensionamento externo (aplicado), rapidamente eleva o nível de tensões atuante acima do limite de resistência e o material trinca.

Concluindo, os tratamentos criogênicos não demonstraram efetividade para essas propriedades avaliadas se comparado com o tratamento sub-zero apenas, podendo indicar uma influência maior da criogenia em aços com teor de carbono mais elevado e com maior suscetibilidade de retenção de austenita nas etapas de têmpera e revenimento convencionais.

4.5) Aspecto microestrutural por microscopia ótica

As figuras 55 até 58 mostram uma análise microestrutural por microscopia ótica de algumas amostras de cada rota de tratamento térmico. As amostras foram preparadas a partir dos corpos de prova de fratura.

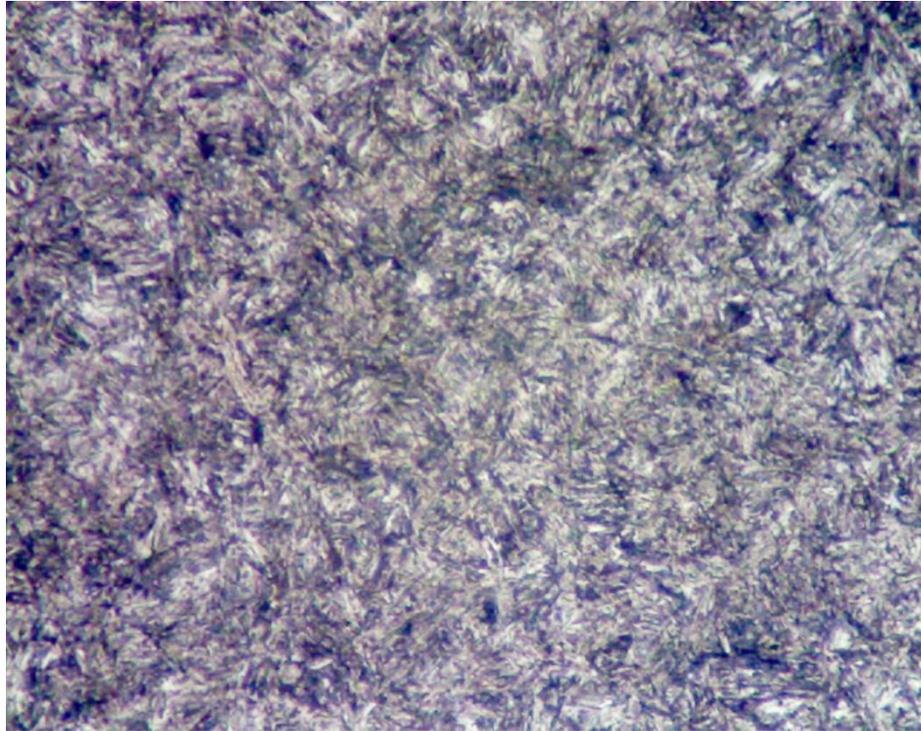


Figura 55: Microestrutura SAE/AISI 4140 temperado e revenido, aumento 400X.

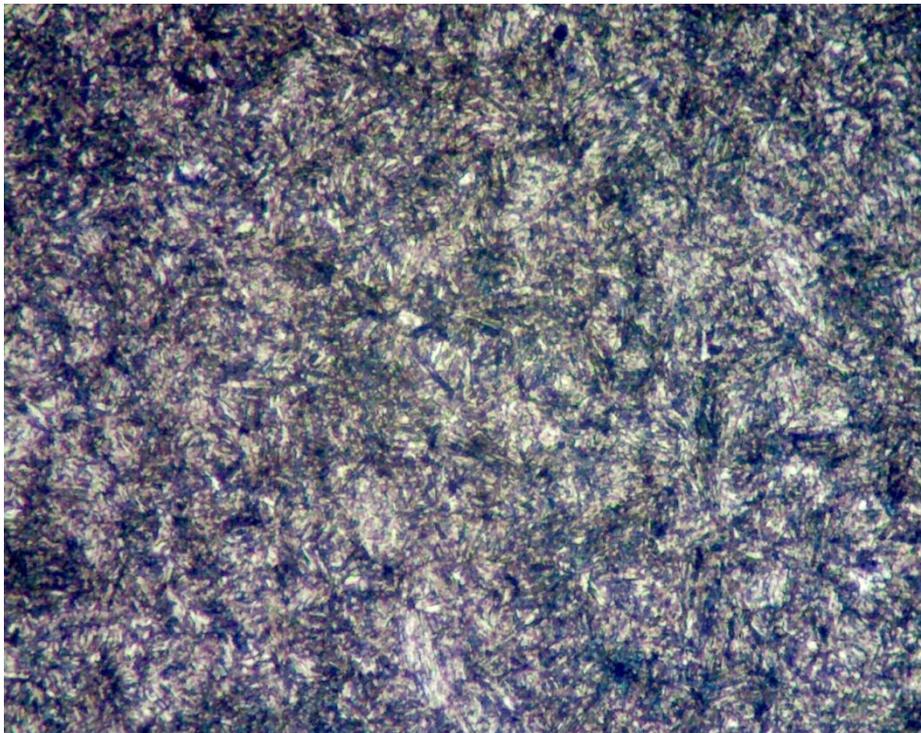


Figura 56: Microestrutura SAE/AISI 4140 temperado, resfriado -80 °C / 48h e revenido, aumento 400X.

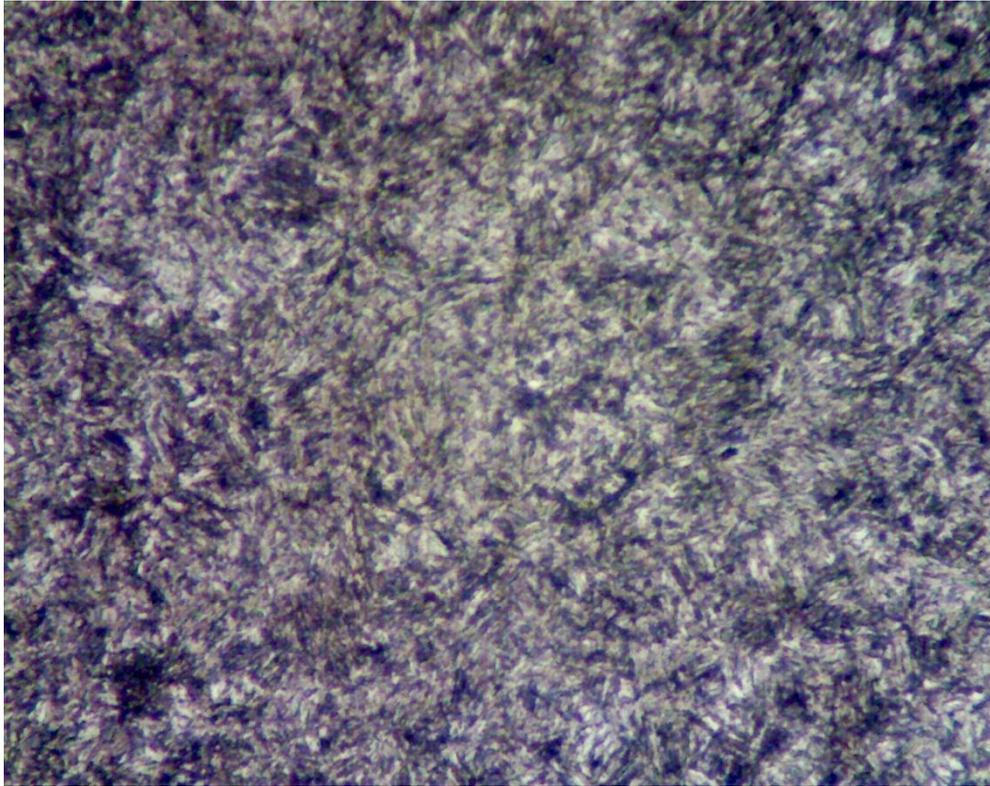


Figura 57: Microestrutura SAE/AISI 4140 temperado, resfriado $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ / 5h, criogenia 72h e revenido, aumento 400X.

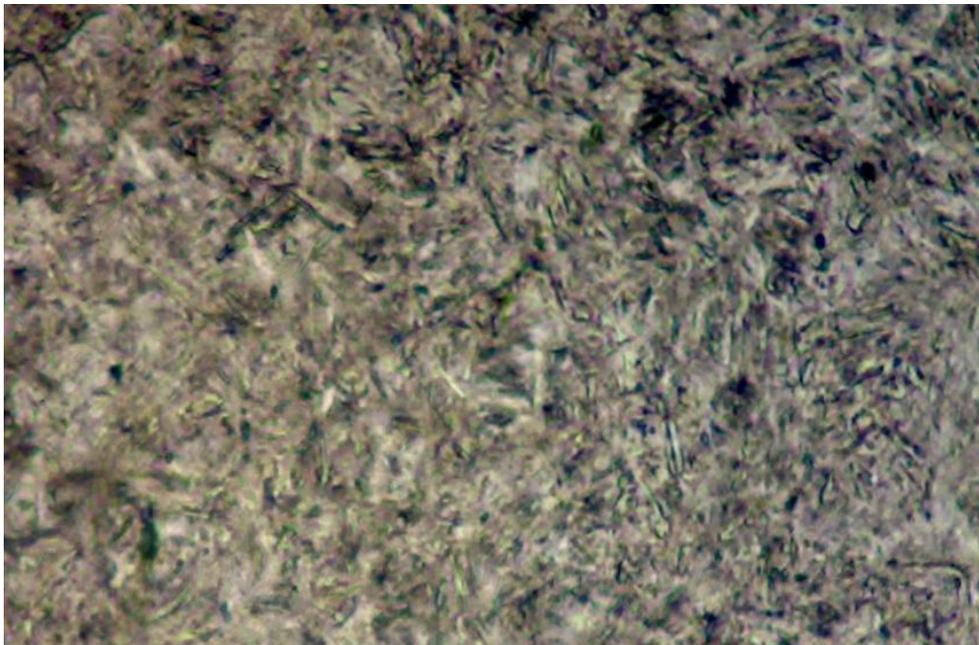


Figura 58: Microestrutura SAE/AISI 4140 temperado, resfriado $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ / 5h, criogenia 72h e revenido 320°C , aumento 400X.

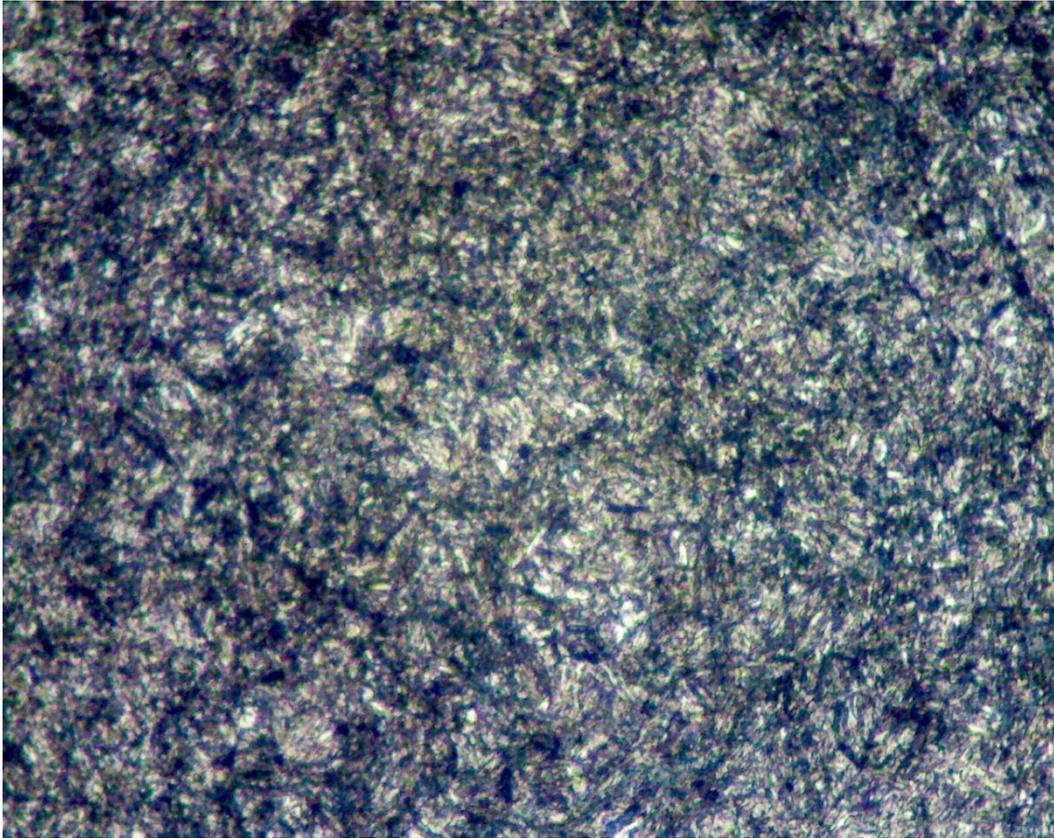


Figura 59: Microestrutura SAE/AISI 4140 temperado, criogenia 72h e revenido, aumento 400X.

Observa-se nas micrografias uma estrutura martensítica homogênea, não sendo possível observar grandes alterações na estrutura. Maiores aumentos podem ser utilizados para uma observação mais detalhada da microestrutura, mas não foi o foco dessa pesquisa. As microestruturas obtidas em cada um dos tratamentos são semelhantes, constituídas basicamente por martensita revenida.

Silva (2012) avaliou também o aspecto microestrutural do aço SAE/AISI 4140 tratado criogenicamente com respeito à distribuição de carbonetos e constatou que na microestrutura da amostra tratada criogenicamente há um maior número de carbonetos de comprimento menor que as amostras apenas resfriadas a $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$, sendo que estas também apresentam menores carbonetos que as amostras tratadas pelo método convencional. As amostras resfriadas a $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ apresentaram 47% de carbonetos na faixa de tamanho de 1,28 a 2,56 μm , enquanto que as tratadas criogenicamente apresentaram 54,7% de carbonetos 0 a 1,28 μm .

4.6) Avaliação da Tenacidade à Fratura

As tabelas abaixo apresentam os resultados da avaliação experimental da Tenacidade à Fratura do aço AISI/SAE 4140 em função das rotas de tratamentos térmicos impostas às amostras.

4.6.1) Ensaios de Tenacidade à Fratura do material temperado e revenido

Tabela 34 – Resultados de Tenacidade à Fratura das amostras temperadas e revenidas

| CP | A (mm) | B (mm) | W (mm) | S (mm) | A/W | W/B | Função f(A/W) | Carga máx. P (N) | K _{IC} (MPa√m) |
|-------------------|--------|--------|--------|--------|------|------|---------------|------------------|-------------------------|
| 1 | 6,60 | 14,06 | 14,08 | 56,00 | 0,47 | 1,00 | 2,41 | 17770,64 | 101,94 |
| 2 | 6,75 | 14,06 | 14,06 | 56,00 | 0,48 | 1,00 | 2,50 | 20378,30 | 121,26 |
| 3 | 6,55 | 13,90 | 13,90 | 56,00 | 0,47 | 1,00 | 2,43 | 17862,66 | 106,46 |
| 4 | 6,70 | 14,05 | 14,05 | 56,00 | 0,48 | 1,00 | 2,47 | 18645,16 | 110,06 |
| 5 | 6,77 | 14,05 | 14,05 | 56,00 | 0,48 | 1,00 | 2,51 | 18157,22 | 108,83 |
| 6 | 6,74 | 14,09 | 14,07 | 56,00 | 0,48 | 1,00 | 2,49 | 18335,38 | 108,41 |
| 7 | 6,70 | 13,90 | 13,90 | 56,00 | 0,48 | 1,00 | 2,51 | 18282,32 | 112,61 |
| 8 | 6,64 | 14,00 | 14,00 | 56,00 | 0,47 | 1,00 | 2,45 | 14900,26 | 88,04 |
| Média | 6,68 | 14,01 | 14,01 | 56,00 | 0,48 | 1,00 | 2,47 | 18041,49 | 107,20 |
| Desvio padrão | - | - | - | - | - | - | - | 1509,75 | 9,52 |
| Coef. de variação | - | - | - | - | - | - | - | 8,37% | 8,88% |

Todas as amostras preparadas foram ensaiadas conforme previsto na metodologia, sem nenhuma influência importante do ajuste do corpo de prova no equipamento, como ocorreu com as amostras de tração.

As fraturas dos corpos de prova não tinham sinais de deformação plástica à frente da trinca, indicando uma condição de propagação instável da trinca que se inicia na extremidade do entalhe em função do carregamento aplicado.

4.6.2) Ensaio de Tenacidade à Fratura do material temperado, resfriado a -80 °C / 48h e revenido 200 °C / 1h

Tabela 35 – Resultados de Tenacidade à Fratura das amostras temperadas, resfriadas a -80 °C / 48h e revenidas.

| CP | A (mm) | B (mm) | W (mm) | S (mm) | A/W | W/B | Função f(A/W) | Carga máx. P (N) | K _{IC} (MPa√m) |
|-------------------|--------|--------|--------|--------|------|------|---------------|------------------|-------------------------|
| 9 | 6,63 | 13,96 | 14,00 | 56,00 | 0,47 | 1,00 | 2,45 | 18553,67 | 109,70 |
| 10 | 6,64 | 13,99 | 14,00 | 56,00 | 0,47 | 1,00 | 2,45 | 18600,49 | 109,98 |
| 11 | 6,68 | 13,90 | 13,90 | 56,00 | 0,48 | 1,00 | 2,50 | 17472,71 | 107,15 |
| 12 | 6,76 | 13,95 | 13,95 | 56,00 | 0,48 | 1,00 | 2,53 | 19211,26 | 118,22 |
| 13 | 6,70 | 13,95 | 13,98 | 56,00 | 0,48 | 1,00 | 2,49 | 17858,37 | 107,75 |
| 14 | 6,58 | 13,90 | 14,00 | 56,00 | 0,47 | 1,00 | 2,42 | 19624,53 | 115,28 |
| 15 | 6,65 | 13,90 | 14,08 | 56,00 | 0,48 | 1,01 | 2,48 | 14397,28 | 86,59 |
| 16 | 6,65 | 14,05 | 14,05 | 56,00 | 0,47 | 1,00 | 2,45 | 15281,86 | 89,23 |
| Média | 6,67 | 13,97 | 13,97 | 56,00 | 0,48 | 1,00 | 2,47 | 17625,02 | 105,49 |
| Desvio padrão | - | - | - | - | - | - | - | 1863,73 | 11,50 |
| Coef. de variação | - | - | - | - | - | - | - | 10,57% | 10,90% |

4.6.3) Ensaio de Tenacidade à Fratura do material temperado, resfriado a -80 °C / 5h, criogenia -196 °C / 72h e revenido 200 °C / 1h

Tabela 36 – Resultados de Tenacidade à Fratura das amostras temperadas, com resfriamento e criogenia por 72h e revenidas.

| CP | A (mm) | B (mm) | W (mm) | S (mm) | A/W | W/B | Função f(A/W) | Carga máx. P (N) | K _{IC} (MPa√m) |
|-------------------|--------|--------|--------|--------|------|------|---------------|------------------|-------------------------|
| 17 | 6,97 | 13,90 | 13,94 | 56,00 | 0,50 | 1,00 | 2,66 | 18363,45 | 119,15 |
| 18 | 6,83 | 14,06 | 14,08 | 56,00 | 0,49 | 1,00 | 2,54 | 17473,93 | 105,37 |
| 19 | 6,90 | 14,09 | 14,13 | 56,00 | 0,49 | 1,00 | 2,56 | 20010,50 | 120,98 |
| 20 | 6,80 | 14,00 | 14,01 | 56,00 | 0,49 | 1,00 | 2,54 | 17670,95 | 107,91 |
| 21 | 6,75 | 14,00 | 14,08 | 56,00 | 0,48 | 1,00 | 2,49 | 15201,40 | 90,46 |
| 22 | 6,88 | 14,10 | 14,10 | 56,00 | 0,49 | 1,00 | 2,56 | 19979,10 | 120,95 |
| 23 | 6,85 | 13,98 | 13,98 | 56,00 | 0,49 | 1,00 | 2,58 | 18044,03 | 112,31 |
| 24 | 6,80 | 13,85 | 14,00 | 56,00 | 0,49 | 1,01 | 2,54 | 17335,30 | 107,24 |
| 25 | 6,90 | 13,90 | 13,90 | 56,00 | 0,50 | 1,00 | 2,63 | 13971,40 | 90,01 |
| 26 | 6,78 | 14,00 | 14,00 | 56,00 | 0,48 | 1,00 | 2,53 | 20143,53 | 122,73 |
| 27 | 6,76 | 13,95 | 14,00 | 56,00 | 0,48 | 1,00 | 2,52 | 20409,06 | 124,25 |
| 28 | 6,70 | 13,94 | 14,02 | 56,00 | 0,48 | 1,00 | 2,48 | 17124,64 | 102,52 |
| 29 | 6,80 | 14,00 | 14,00 | 56,00 | 0,49 | 1,00 | 2,54 | 18357,69 | 112,35 |
| 30 | 6,67 | 14,00 | 14,01 | 56,00 | 0,48 | 1,00 | 2,47 | 16793,76 | 99,67 |
| 31 | 6,73 | 13,90 | 13,90 | 56,00 | 0,48 | 1,00 | 2,53 | 18833,35 | 116,79 |
| 32 | 7,00 | 14,03 | 14,03 | 56,00 | 0,50 | 1,00 | 2,65 | 18305,21 | 116,14 |
| Média | 6,82 | 13,98 | 14,01 | 56,00 | 0,49 | 1,00 | 2,55 | 18001,08 | 110,55 |
| Desvio padrão | - | - | - | - | - | - | - | 1760,99 | 10,82 |
| Coef. de variação | - | - | - | - | - | - | - | 9,78% | 9,79% |

4.6.4) Ensaio de Tenacidade à Fratura do material temperado, resfriado a -80°C/5h, criogenia -196°C/72h e revenido a 320°C/1h

Tabela 37 – Resultados de Tenacidade à Fratura das amostras temperadas, com resfriamento e criogenia por 72h e revenimento a 320°C.

| CP | A (mm) | B (mm) | W (mm) | S (mm) | A/W | W/B | Função f(A/W) | Carga máx. P (N) | K _{IC} (MPa√m) |
|-------------------|--------|--------|--------|--------|------|------|---------------|------------------|-------------------------|
| 33 | 6,73 | 13,78 | 14,00 | 56,00 | 0,48 | 1,02 | 2,50 | 14575,62 | 89,24 |
| 34 | 6,77 | 14,01 | 14,01 | 56,00 | 0,48 | 1,00 | 2,52 | 15361,23 | 93,12 |
| 35 | 6,78 | 14,10 | 14,10 | 56,00 | 0,48 | 1,00 | 2,50 | 11209,89 | 66,39 |
| 36 | 6,64 | 13,92 | 13,93 | 56,00 | 0,48 | 1,00 | 2,47 | 16599,56 | 100,12 |
| 37 | 6,74 | 14,00 | 14,00 | 56,00 | 0,48 | 1,00 | 2,51 | 13204,69 | 79,75 |
| 38 | 6,80 | 14,00 | 14,00 | 56,00 | 0,49 | 1,00 | 2,54 | 12686,22 | 77,64 |
| 39 | 6,80 | 14,00 | 14,01 | 56,00 | 0,49 | 1,00 | 2,54 | 15422,03 | 94,18 |
| 40 | 6,81 | 14,05 | 14,05 | 56,00 | 0,48 | 1,00 | 2,53 | 16308,05 | 98,61 |
| Média | 6,76 | 13,98 | 14,01 | 56,00 | 0,48 | 1,00 | 2,51 | 14420,91 | 87,38 |
| Desvio padrão | - | - | - | - | - | - | - | 1890,47 | 11,74 |
| Coef. de variação | - | - | - | - | - | - | - | 13,11% | 13,43% |

4.6.5) Ensaio de Tenacidade à Fratura do material temperado, criogenia -196 °C / 72h e revenido a 200 °C / 1h

Tabela 38 – Resultados de Tenacidade à Fratura das amostras temperadas, com criogenia por 72h e revenimento a 200 °C.

| CP | A (mm) | B (mm) | W (mm) | S (mm) | A/W | W/B | Função f(A/W) | Carga máx. P (N) | K _{IC} (MPa√m) |
|-------------------|--------|--------|--------|--------|------|------|---------------|------------------|-------------------------|
| 41 | 6,73 | 13,78 | 14,00 | 56,00 | 0,48 | 1,02 | 2,52 | 18937,20 | 113,77 |
| 42 | 6,77 | 14,01 | 14,01 | 56,00 | 0,48 | 1,00 | 2,48 | 16130,15 | 98,49 |
| 43 | 6,78 | 14,10 | 14,10 | 56,00 | 0,47 | 1,00 | 2,40 | 19520,18 | 109,69 |
| 44 | 6,64 | 13,92 | 13,93 | 56,00 | 0,47 | 1,00 | 2,39 | 17128,52 | 93,34 |
| 45 | 6,74 | 14,00 | 14,00 | 56,00 | 0,48 | 1,00 | 2,49 | 15260,72 | 91,56 |
| 46 | 6,80 | 14,00 | 14,00 | 56,00 | 0,48 | 1,00 | 2,51 | 17982,17 | 106,60 |
| 47 | 6,80 | 14,00 | 14,01 | 56,00 | 0,48 | 1,00 | 2,46 | 16532,52 | 96,83 |
| 48 | 6,81 | 14,05 | 14,05 | 56,00 | 0,49 | 1,00 | 2,56 | 17341,43 | 108,29 |
| Média | 6,76 | 13,98 | 14,01 | 56,00 | 0,48 | 1,00 | 2,48 | 17354,11 | 102,32 |
| Desvio padrão | - | - | - | - | - | - | - | 1424,22 | 8,29 |
| Coef. de variação | - | - | - | - | - | - | - | 8,21% | 8,10% |

4.6.6) Comparação entre os resultados médios no ensaio de Tenacidade à Fratura

Tabela 39 – Comparação dos resultados em fratura.

| Tratamento | Coefficiente de variação | K _{1c} (MPa√m) |
|------------|--------------------------|-------------------------|
| Rota A | 8,88% | 107,20 ±9,52 |
| Rota B | 10,90% | 105,49 ±11,50 |
| Rota C | 9,79% | 110,55 ±10,82 |
| Rota D | 13,43% | 87,38 ±11,74 |
| Rota E | 8,10% | 102,32 ±8,29 |

Rota A – *Convencional* – Têmpera 850°C + Revenimento 200°C/1h

Rota B – *Resfriado* – Têmpera 850°C + Resfriamento -80°C/48h + Revenimento 200°C/1h

Rota C – *Criogênico* – Têmpera 850°C + Resfriamento -80°C/5h + Criogenia -196°C/72h + Revenimento 200°C/1h

Rota D – *Criogênico* – Têmpera 850°C + Resfriamento -80°C/5h + Criogenia -196°C/72h + Revenimento 320°C/1h

Rota E – *Criogênico* – Têmpera 850°C + Criogenia -196°C/72h + Revenimento 200°C/1h

Dentre as diversas rotas de tratamentos térmicos realizadas observa-se similaridade entre os resultados obtidos através das rotas A, B, C e E para os valores de Tenacidade à Fratura avaliados a partir desse modelo experimental. O resultado da rota D aparentemente também foi afetado pelo revenimento a 320°C assim como as demais propriedades anteriores e discutidas.

Já foi mostrado no capítulo 2, que os efeitos dos tratamentos criogênicos nas propriedades dos aços dependem muito da maneira como estes são combinados com os tratamentos térmicos básicos empregados.

Collins e Dormer, em um artigo publicado em 1997, demonstraram que a tenacidade (que foi avaliada por impacto em corpos de prova de 10 x 10 x 50 mm sem entalhe) é reduzida, com o uso de temperaturas na faixa de -80 °C. Esse comportamento inverso ao da dureza também pode ser explicado pela transformação da austenita retida, afinal a tenacidade tende a diminuir com a diminuição da presença da fase austenita que é dúctil e tenaz.

4.6.7) Avaliação da condição de estado de plano de deformações em função da espessura do corpo de prova

Um estado plano de deformações é importante à frente da trinca/entalhe para determinação de K_{IC} ou outra medida de Tenacidade pelo método da mecânica da fratura linear elástica. Um dos condicionantes para esse estado é que a amostra tenha uma espessura mínima tal qual permita o desenvolvimento dessa condição.

A espessura de todos os corpos de prova dos ensaios de Tenacidade à Fratura foi avaliada através da equação 4.1:

$$B \geq 2,5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_Y} \right)^2 \quad Eq. 4.1$$

A espessura adotada para os corpos de prova permitiu o estabelecimento de uma condição de validade com relação ao estado de deformação requerido para o ensaio em todas as amostras.

Tabela 40a – Avaliação da condição de deformação plana para rota A

| Rota A – Convencional – Têmpera 850°C + Revenimento 200°C/1h | | | | | |
|---|------------------|----------|----------------|---------------|-----------------|
| CP | σ_e (MPa) | K_{IC} | B_{min} (mm) | B_{CP} (mm) | Condição |
| 1 | 1861,67 | 101,94 | 7,50 | 14,06 | Válido |
| 2 | 1861,67 | 121,26 | 10,61 | 14,06 | Válido |
| 3 | 1861,67 | 106,46 | 8,18 | 13,90 | Válido |
| 4 | 1861,67 | 110,06 | 8,74 | 14,05 | Válido |
| 5 | 1861,67 | 108,83 | 8,54 | 14,05 | Válido |
| 6 | 1861,67 | 108,41 | 8,48 | 14,09 | Válido |
| 7 | 1861,67 | 112,61 | 9,15 | 13,90 | Válido |
| 8 | 1861,67 | 88,04 | 5,59 | 14,00 | Válido |

Tabela 40b – Avaliação da condição de deformação plana para rota B

| Rota B – Resfriado – Têmpera 850°C + Resfriamento -80°C/48h + Revenimento 200°C/1h | | | | | |
|---|------------------|----------|----------------|---------------|-----------------|
| CP | σ_e (MPa) | K_{IC} | B_{min} (mm) | B_{CP} (mm) | Condição |
| 9 | 1990 | 109,7 | 7,60 | 13,96 | Válido |
| 10 | 1990 | 109,98 | 7,64 | 13,99 | Válido |
| 11 | 1990 | 107,15 | 7,25 | 13,9 | Válido |
| 12 | 1990 | 118,22 | 8,82 | 13,95 | Válido |
| 13 | 1990 | 107,75 | 7,33 | 13,95 | Válido |
| 14 | 1990 | 115,28 | 8,39 | 13,9 | Válido |
| 15 | 1990 | 86,59 | 4,73 | 14,08 | Válido |
| 16 | 1990 | 89,23 | 5,03 | 14,05 | Válido |

Tabela 40c – Avaliação da condição de deformação plana para rota C

| Rota C – Criogênico – Têmpera 850°C + Resfriamento -80°C/5h + Criogenia -196°C/72h + Revenimento 200°C/1h | | | | | |
|--|-----------------------------------|----------------------------|----------------------------------|---------------------------------|-----------------|
| CP | σ_e(MPa) | K_{IC} | B_{min} (mm) | B_{CP} (mm) | Condição |
| 17 | 1960 | 119,15 | 9,24 | 13,90 | Válido |
| 18 | 1960 | 105,37 | 7,23 | 14,06 | Válido |
| 19 | 1960 | 120,98 | 9,52 | 14,09 | Válido |
| 20 | 1960 | 107,91 | 7,58 | 14,00 | Válido |
| 21 | 1960 | 90,46 | 5,33 | 14,00 | Válido |
| 22 | 1960 | 120,95 | 9,52 | 14,10 | Válido |
| 23 | 1960 | 112,31 | 8,21 | 13,98 | Válido |
| 24 | 1960 | 107,24 | 7,48 | 13,85 | Válido |
| 25 | 1960 | 90,01 | 5,27 | 13,90 | Válido |
| 26 | 1960 | 122,73 | 9,80 | 14,00 | Válido |
| 27 | 1960 | 124,25 | 10,05 | 13,95 | Válido |
| 28 | 1960 | 102,52 | 6,84 | 13,94 | Válido |
| 29 | 1960 | 112,35 | 8,21 | 14,00 | Válido |
| 30 | 1960 | 99,67 | 6,46 | 14,00 | Válido |
| 31 | 1960 | 116,79 | 8,88 | 13,90 | Válido |
| 32 | 1960 | 116,14 | 8,78 | 14,03 | Válido |

Tabela 40d – Avaliação da condição de deformação plana para rota D

| Rota D – Criogênico – Têmpera 850°C + Resfriamento -80°C/5h + Criogenia -196°C/72h + Revenimento 320°C/1h | | | | | |
|--|-----------------------------------|----------------------------|----------------------------------|---------------------------------|-----------------|
| CP | σ_e(MPa) | K_{IC} | B_{min} (mm) | B_{CP} (mm) | Condição |
| 33 | 1572,50 | 89,24 | 8,05 | 13,78 | Válido |
| 34 | 1572,50 | 93,12 | 8,77 | 14,01 | Válido |
| 35 | 1572,50 | 66,39 | 4,46 | 14,10 | Válido |
| 36 | 1572,50 | 100,12 | 10,13 | 13,92 | Válido |
| 37 | 1572,50 | 79,75 | 6,43 | 14,00 | Válido |
| 38 | 1572,50 | 77,64 | 6,09 | 14,00 | Válido |
| 39 | 1572,50 | 94,18 | 8,97 | 14,00 | Válido |
| 40 | 1572,50 | 98,61 | 9,83 | 14,05 | Válido |

Tabela 40e – Avaliação da condição de deformação plana para rota E

| Rota E – Criogênico – Têmpera 850°C + Criogenia -196°C/72h + Revenimento 200°C/1h | | | | | |
|---|------------------|----------|-----------------|---------------|----------|
| CP | σ_e (MPa) | K_{IC} | B_{\min} (mm) | B_{CP} (mm) | Condição |
| 41 | 1957,5 | 113,77 | 8,44 | 13,78 | Válido |
| 42 | 1957,5 | 98,49 | 6,33 | 14,01 | Válido |
| 43 | 1957,5 | 109,69 | 7,85 | 14,10 | Válido |
| 44 | 1957,5 | 93,34 | 5,68 | 13,92 | Válido |
| 45 | 1957,5 | 91,56 | 5,47 | 14,00 | Válido |
| 46 | 1957,5 | 106,6 | 7,41 | 14,00 | Válido |
| 47 | 1957,5 | 96,83 | 6,12 | 14,00 | Válido |
| 48 | 1957,5 | 108,29 | 7,65 | 14,05 | Válido |

4.6.8) Comparação da Tensão de Escoamento, Tenacidade à Fratura e tolerância ao tamanho de defeito

Tabela 41 – Comparação entre as propriedades de Tensão de Escoamento, Tenacidade à Fratura e tolerância ao tamanho de defeito.

| Tratamento | Tensão de escoamento (MPa) | $K_{IC} (MPa\sqrt{m})$ | $\left(\frac{K_{IC}}{S_y}\right)^2$ (mm) |
|------------|----------------------------|------------------------|--|
| Rota A | 1861,67 | 107,20 | 3,32 |
| Rota B | 1990,00 | 105,49 | 2,81 |
| Rota C | 1960,00 | 110,55 | 3,18 |
| Rota D | 1572,50 | 87,38 | 3,09 |
| Rota E | 1957,50 | 102,32 | 2,73 |

A razão entre K_{IC} e a tensão de escoamento, segundo Keough (1998), é proporcional ao tamanho do defeito que pode ser tolerado quando os materiais são tensionados a uma fração constante de sua tensão de escoamento.

Os valores da razão para o aço SAE/AISI 4140, ainda conforme Keough (1998), variaram de 0,92 mm até 4,18 mm em função dos parâmetros de processamento térmico como temperatura de austenitização e temperatura de revenimento.

Os resultados dessa razão podem ser melhor avaliados a partir de corpos de prova com indução de pré trinca de fadiga para uma conclusão do verdadeiro impacto dos tratamentos de resfriamento e criogênicos na capacidade do material de resistir a presença de uma trinca.

Mesmo fazendo uso de um método alternativo para a medição da Tenacidade à Fratura, foi observado que não houve grandes diferenças nos valores encontrados em função das etapas de resfriamento. A rota D, apresentou um valor menor da Tenacidade à Fratura medida, possivelmente em função do revenimento diferenciado. Como não foram feitas outras rotas com o mesmo patamar de 320 °C, não foi possível observar conclusivamente se o comportamento visto nas demais rotas também se repetiria nas amostras com a mudança do revenimento.

Os resultados de Tenacidade à Fratura do aço SAE/AISI 4140 não foram afetados significativamente pelo tratamento sub-zero ou pelo de criogenia, quando comparado com os resultados das amostras apenas temperadas e revenidas pelo método convencional.

Esse tipo de resultado vai ao encontro das conclusões também de Senthilkumar (2010), que avaliou a Tenacidade ao Impacto de amostras do aço SAE/AISI 4140 tratadas em etapas de resfriamento sub-zero e criogenia e concluiu que a Tenacidade do SAE/AISI 4140 é influenciada com importância por esses tratamentos e que também não se observa queda esperada de Tenacidade devido a redução de austenita retida.

De modo complementar, esse ganho de resistência mecânica e manutenção da Tenacidade pode tornar os tratamentos sub-zero e criogênico interessantes para esse material, visto que aumenta-se um pouco o valor de algumas propriedades sem perdas significativas de Tenacidade.

Essa manutenção da Tenacidade foi interpretada, por Senthilkumar (2010), como a possível evidência de que as baixas temperaturas de condicionamento da martensita obtidas através dos tratamentos criogênicos levam a uma precipitação de carbonetos mais finos durante o revenimento.

Sendo assim, a Tenacidade se mantém praticamente sem alterações, e ainda obtém-se o aumento no valor de propriedades como Tensão de Escoamento e Limite de Resistência à Tração.

CAPÍTULO 5 – CONCLUSÃO

5.1 Conclusão

a) O Módulo de Elasticidade não é afetado significativamente pelos tratamentos criogênicos e de resfriamento sub-zero.

b) A Tensão de Escoamento média calculada a partir dos resultados das rotas B, C e E, aumentou 5,4% com relação ao tratamento de têmpera e revenimento convencional.

c) A Dureza não varia de modo significativo como acontece em aços ferramenta e altamente ligados. A variação é pequena, de apenas alguns pontos, mas a aplicação tratamento criogênico diminuiu um pouco a dispersão dos resultados de Dureza em alguns lotes, o que pode ser avaliado posteriormente em um estudo estatístico mais amplo a fim de identificar o impacto da criogenia na uniformidade da Dureza dos materiais tratados termicamente.

d) A Tensão Máxima média, calculada do mesmo modo que descrito no item b, aumentou 2% com relação ao tratamento de têmpera e revenimento convencional. As etapas de resfriamento aproximaram o Limite de Escoamento do Limite de Resistência à Tração.

e) A rota de tratamento térmico com patamar de revenimento de 320°C não se mostrou interessante para acréscimo da Tensão de Escoamento e Tensão Máxima.

f) A Tenacidade à Fratura medida a partir do modelo experimental proposto nessa pesquisa, não apresentou variações significativas mediante a aplicação das etapas de resfriamento sub-zero e criogenia. No entanto, conforme já discutido anteriormente, outras pesquisas indicaram que a Tenacidade do aço SAE/AISI 4140 não se altera de modo importante com a aplicação desses tratamentos.

g) Não houve formação de zona plástica macroscopicamente perceptível à frente do entalhe nos corpos de prova de fratura.

h) O método de medição da Tenacidade à Fratura com um entalhe usinado por eletroerosão produziu resultados com repetibilidade. Valores da literatura, segundo Keough (1998), indicam uma Tenacidade à Fratura para o aço SAE/AISI 4140 tratado por têmpera e revenimento, variando entre 43,8 a 89,1 $MPa\sqrt{m}$ com desvio padrão da ordem de 13,2 para o valor de 89,1 $MPa\sqrt{m}$. Os resultados obtidos nessa pesquisa, aproximam-se do valor normalizado se considerando as dispersões medidas a partir dos desvios padrão. As variações entre os resultados experimentais e os resultados normalizados eram esperadas, em virtude do entalhe usinado apresentar um pequeno raio de fundo o que o difere de uma trinca preparada por fadiga, podendo esse pequeno raio contribuir para o aumento do valor medido da Tenacidade à Fratura. No entanto, pode-se a partir de agora, avaliar de modo mais refinado essa técnica alternativa de medição da Tenacidade à Fratura, para a proposta de alguma correção que torne possível a determinação da propriedade em consonância com o modelo normativo, o que tornaria a realização do ensaio de Tenacidade à Fratura mais simples e rápido.

i) A aplicação dos tratamentos de resfriamento sub-zero proporcionou resultados semelhantes aos dos tratamentos criogênicos, podendo indicar uma influência maior da criogenia em aços com teor de carbono mais elevado e com maior suscetibilidade de retenção de austenita nas etapas de têmpera e revenimento convencionais.

CAPÍTULO 6 – RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

6.1 Recomendações

Estudar a possibilidade de proposta de um fator de correção para a avaliação da Tenacidade à Fratura de materiais temperados entre o procedimento experimental alternativo (sem pré-trinca de fadiga e entalhe por eletroerosão a fio) e o procedimento normalizado. Avaliando ainda, se o fator definido seria simplesmente geométrico ou função também de cada tipo de material.

Avaliar a Tenacidade em tração de amostras também resfriadas a $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ e em temperaturas criogênicas $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$, com corpos de prova preparados com geometria que impeça o deslizamento das garras de fixação do equipamento de ensaio, a fim de concluir as discussões a respeito do aço SAE/AISI 4140 neste quesito e com essas condições de tratamento.

Avaliar a vida à fadiga do aço SAE/AISI 4140, comparando o limite de resistência à fadiga sob as condições de como fornecido ao mercado, tratado termicamente e com a inclusão de etapas de resfriamento sub-zero e criogênicas, estabelecendo uma linha de estudo mais abrangente para esse material.

CAPÍTULO 7 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

7.1 Referências

American Society for Testing and Materials (2006) **Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{IC} of Metallic Materials ASTM E399**, Estados Unidos.

American Society for Testing and Materials (1979) **Elastic-Plastic Fracture STP 668**, Estados Unidos.

ASM Handbook (2000), **Mechanical Testing and Evaluation V.8** ed. USA: ASM International.

ASM Handbook (2000), **Properties and Selection Irons Steels and High Performance Alloys V.1** ed. USA: ASM International.

ASM Source Articles. **Fracture Mechanics Properties of Carbon and Alloy Steels**. In: ASM Handbook, v. 19, Fatigue and Fracture, ASM International, pp. 614-654, 1996.

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.

Badeshia, H.K.D.H. (2001) **Bainite in steels**, 2ª edição, Londres, IOM Communications.

Barenblatt, G.I., **The Mathematical Theory of Equilibrium Cracks in Brittle Fracture**. Advances in Applied Mechanics, Vol. VII, Academic Press, 1962, pp. 55–129.

Broek, David (1982), **Elementary Engineering Fracture Mechanics**, 3ª edição Estados Unidos, ed. Kluwer Academic Publishers Group.

Callister, Jr., William D., (2008) **Ciência e Engenharia de Materiais - Uma Introdução** 7ª edição Rio de Janeiro, Editora LTC 705p.

Canale, L. C. F.; Mesquita, R. A.; Totten, G. E. **Failure analysis of heat treated steel components**. 1ª. ed. Ohio: ASM International, v. 1, 2008.

Collins, D.; Domer, J. Deep cryogenic treatment of a D2 cold-work tool steel. **Heat Treatment of Metals**, v. 3, p. 71-74, 1997.

Dufour, J.D., **An Introduction to Metallurgy**. 4 ed. Houston-TX, Cooper Cameron Corporation, 2002.

Dugdale, D.S., **Yielding in Steel Sheets Containing Slits**. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 8, 1960, pp. 100–104.

Duga, J.J., Fisher, W.H., Buxbaum, R.W., Rosenfield, A.R., Burh, A.R., Honton, E.J., and McMillan, S.C., **The Economic Effects of Fracture in the United States**. NBS Special Publication 647-2, U.S. Department of Commerce, Washington, DC, Março 1983.

Ericsson, T.; **Principles of Heat Treating of Steels**. In: ASM Handbook, v. 4, Heat Treating, ASM International, pp. 3-19, 1991.

Eshelby, J.D., **The Continuum Theory of Lattice Defects**. Solid State Physics, Vol. 3, 1956.

Freitas, Wanderlei Ferreira de Freitas (2010), **Avaliação das propriedades mecânicas e resistência à fadiga do aço AISI 4140 submetido a diferentes valores de temperatura de revenimento**. Dissertação de mestrado em Engenharia Mecânica, Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, 91p.

Garcia, Amauri; Spim, Jaime Alvares; Santos, Carlos Alexandre dos; (2000) **Ensaio dos Materiais** 1ª edição Campinas, Editora LTC 247p.

Garcia, Amauri; Spim, Jaime Alvares; Santos, Carlos Alexandre dos; (2012) **Ensaio dos Materiais** 2ª edição Campinas, Editora LTC 365p.

Goods, S.H. and Brown, L.M., **The Nucleation of Cavities by Plastic Deformation**. Acta Metallurgica, Vol. 27, 1979, pp. 1–15.

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

Huang, J.Y., Zhu, Y.T., Liao, X.Z., Beyerlein, I.J., Bourke, M.A., Mitchell, T.E. **Microstructure of Cryogenic Treated M2 Tool Steel**, Material Science and Engineering, pp. 241-244, 2003.

Inglis, C.E., **Stresses in a Plate Due to the Presence of Cracks and Sharp Corners**. Transactions of the Institute of Naval Architects, Vol. 55, 1913, pp. 219–241.

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

Irwin, G.R., **Fracture Dynamics**. Fracturing of Metals, American Society for Metals, Cleveland, OH, 1948, pp. 147–166.

Irwin, G.R., **Onset of Fast Crack Propagation in High Strength Steel and Aluminum Alloys**. Sagamore Research Conference Proceedings, Vol. 2, 1956, pp. 289–305.

Irwin, G.R., **Plastic Zone Near a Crack and Fracture Toughness**, Sagamore Research Conference Proceedings, Vol. 4, Syracuse University Research Institute, Syracuse, NY, 1961, pp. 63–78.

Kamody, D. J. Using deep cryogenics to advantage. **Advance Materials & Processes**, v. 10, p. 215-218, 1998.

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

Koneshloo, M.; Asl, K. M.; Khomamizadeh, F. **Effect of cryogenic treatment on microstructure, mechanical and wear behaviors of AISI H13 hot work tool steel. Cryogenics**, nov. 2010.

Krauss, G.; **Heat Treated Martensitic Steel: Microstructural Systems for Advanced Manufacture**, ISIJ International, vol. 35, 1995, pp.349-359.

Lima, Flávia Barros (2006) **Microestrutura e Tenacidade de aços baixa liga tipo 41XX – Uma abordagem quantitativa** Dissertação de Mestrado em Ciências em Engenharia Metalúrgica e de Materiais – Rio de Janeiro-RJ, Universidade Federal do Rio de Janeiro – UFRJ, 188p.

Liu, D., Bai, B., Fang, H., et al. **Effect of tempering temperature and carbide free bainite on the mechanical characteristics of a high strength low alloy steel**, Materials Science and Engineering v. A, n. 371, pp. 40-44, 2004.

Love, A.E.H., **A Treatise on the Mathematical Theory of Elasticity**. Dover Publications, New York, 1944.

Malatesta, G., Mannucci, G., Demofonti, G., et al. **Effect of Yield to Tensile (Y/T) Ratio on the Structural Integrity of Offshore Pipeline: Advanced Engineering Assessment Using Limit State Design Approach**. In: Rio Pipeline Conference & Exposition 2005 Annals, Rio de Janeiro, Out. 2005.

Maropoulos, S., Ridley, N., Karagiannis, S. **Structural Variations in Heat Treated Low Alloy Steel Forgings**, Materials Science and Engineering v. A, n. 380, pp. 79-92, 2004.

Meng, F.; Takashira, K.; Azuma, R.; Sohma, H. **Role of Eta-carbide precipitations in the wear resistance improvements of Fe-12-Cv-Mo-V-1.4C**. ISIJ International, v. 34, n. 2, p. 205-210, 1994.

Moore, K.; Collins, D. N. **Cryogenic treatment of three heat-treated tool steels.** *Key Engineering Materials*, v. 86-87, p. 47-54, 1993.

Mott, N.F., **Fracture of Metals: Theoretical Considerations.** Engineering, Vol. 165, 1948, pp. 16–18.

Norton, Robert L. (2004) **Projeto de Máquinas – Uma abordagem integrada 2ª edição**, Porto Alegre, Editora Bookman.

Novikov, I.; (1994) **Teoria dos tratamentos térmicos dos metais.** Editora UFRJ, Rio de Janeiro – RJ.

Orowan, E., **Fracture and Strength of Solids.** Reports on Progress in Physics, Vol. XII, 1948, pp. 185–232.

Parker, E. R., Zachay, V. F. **Enhancement of Fracture Toughness in High Strength Steel by Microstructural Control**, Engineering Fracture Mechanics v. 5, pp. 147-165, 1973.

Pereira, Jerônimo P. Athayde (2004), **Extração de fatores de intensidade de tensão utilizando a solução do método dos elementos finitos generalizados.** Dissertação de Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais – São Carlos-SP, Universidade de São Paulo – USP, 160p.

Philip T. V., Mccaffrey, T. J. **Ultrahigh-Strength Steels.** In: Metals Handbook, v. 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys, ASM International, pp. 430-448, 1990.

Ray, P. K., Ganguly, R. I., Panda, A. K. **Optimization of mechanical properties of an HSLA-100 steel through control of heat treatment variables**, Materials Science and Engineering v. A, n. 346, pp. 122-131, 2003.

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

Rice, J.R. and Rosengren, G.F., **Plane Strain Deformation near a Crack Tip in a Power-Law Hardening Material**. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 16, 1968, pp. 1–12.

Rosa, Edison da (2002), **Apostila Análise da Resistência Mecânica - Mecânica da Fratura e Fadiga**, Universidade Federal de Santa Catarina, 407p.

Sartori, Carlos Humberto (2008), **Influência dos tratamentos térmicos e tratamentos criogênicos na tenacidade do aço rápido AISI M2** Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica de São Paulo, 141 p.

Senthilkumar D., Rajedran I., Pellizari M., **Effect of treatment on the hardness and tensile behavior of AISI 4140 steel**, 2011.

Senthilkumar D., Rajedran I., Pellizari M., Juha Siirainen, **Influence of shallow and deep cryogenic treatment on the residual state of stress of 4140**, 2010.

Shank, M.E., **'A Critical Review of Brittle Failure in Carbon Plate Steel Structures Other than Ships**. Ship Structure Committee Report SSC-65, National Academy of Science-National Research Council, Washington, DC, Dezembro 1953.

Silva, A. L. V. C.; Mei, P. R. **Aços e ligas especiais**. 2a ed. São Paulo: Edgard Blucher, 1988.

Silva, Silvio Eduardo T. P. da (2012), **Análise das propriedades mecânicas e estruturais do aço SAE 4140 submetido a tratamento criogênico**. Dissertação de Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais, UENF – Campos dos Goytacazes, 103p.

Souza, Sérgio Augusto de, (1982) **Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos - Fundamentos Teóricos e Práticos**, 5ª edição São Paulo, Editora Edgard Blücher 286p.

T.L. Anderson, (2005) **Fracture Mechanics – Fundamentals and Applications** 3ª edição, Estados Unidos, Editora Taylor & Francis 610p.

Tomita, Y. **Development of fracture toughness of ultrahigh strength low alloy steels for aircraft and aerospace applications**, Materials Science and Technology v. 7, pp. 481-489, Jun. 1991.

Tomita, Y. **Effect of morphology of non-metallic inclusions on Charpy impact properties of quenched and tempered 0.4C-Cr-Mo-Ni steels**, Materials Science and Technology v. 11, pp. 508-513, May 1995.

Tsangarakis, N. **On the Dependence of Fracture Toughness on Metallurgical Factors**, Materials Science and Engineering v. 58, pp. 269-276, 1983.

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

Wells, A.A., **Unstable Crack Propagation in Metals: Cleavage and Fast Fracture**. Proceedings of the Crack Propagation Symposium, Vol. 1, Paper 84, Cranfield, UK, 1961.

Westergaard, H.M., **Bearing Pressures and Cracks**. Journal of Applied Mechanics, Vol. 6, 1939, pp. 49–53.

Williams, M.L. and Ellinger, G.A., **Investigation of Structural Failures of Welded Ships**. Welding Journal, Vol. 32, 1953, pp. 498–528.

Williams, M.L., **On the Stress Distribution at the Base of a Stationary Crack**. *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 24, 1957, pp. 109–114.

Yun, D.; Xiaoping, L.; Hongshen, X. Deep criogenic treatment of high-speed steel and its mechanism. **Heat Treatment of Metals**, v. 3, p.55-59, 1998.

Yun D., Xiaoping L., Hongshen X. Deep cryogenic treatment of high speed steel: microestrutura and mechanism. **International Heat Treatment and Surface Engineering**, v. 2, n.2, p. 80-84, 2008.

Zeemann, A., Comunicação privada – **Soldagem dos Aços Martensíticos**, 2003, Infosolda.

Zhang, C., Cai, D., Liao, B., *et al.* **A study on the dual-phase treatment of weathering steel 09CuPCrNi**, Materials Letters v. 58, pp. 1524-1529, 2004.