WANDERSON SANTANA DA SILVA

**ESTUDO DA TENACIDADE À FRATURA DO AÇO RÁPIDO M2 FUNDIDO,
MODIFICADO E TRATADO TERMICAMENTE.**

**Dissertação Apresentada à Escola
Politécnica da Universidade de São
Paulo para a Obtenção do Título de
Mestre em Engenharia.**

São Paulo

2001

WANDERSON SANTANA DA SILVA

**ESTUDO DA TENACIDADE À FRATURA DO AÇO RÁPIDO M2 FUNDIDO,
MODIFICADO E TRATADO TERMICAMENTE.**

**Dissertação Apresentada à Escola
Politécnica da Universidade de São
Paulo para Obtenção do Título de
Mestre em Engenharia.**

**Área de Concentração:
Engenharia Metalúrgica e de Materiais**

**Orientador:
Hélio Goldenstein**

da Silva, Wanderson Santana

Estudo da tenacidade à fratura do aço rápido M2 fundido, modificado e tratado termicamente. São Paulo, 2001.

152.p

Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1. Aços rápidos 2. Tenacidade à fratura 3. Metodologia *chevron* I. Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II. t

Aos Trabalhadores e à Juventude de Todo o Mundo.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a todas as pessoas que contribuíram neste trabalho, especialmente:

Ao amigo e orientador Prof. Dr. Hélio Goldenstein, pela solidariedade e convivência fraternal e pelas discussões diversas e teóricas, pela orientação democrática e pela confiança demonstrada.

Ao inestimável Leandro A. da Silva pela colaboração dedicada e pela convivência fraternal.

Ao Prof. Dr. Mário Boccalini Jr. pela colaboração e discussões e a seus colaboradores no IPT Dito, Almeida, Bispo e Robson, pela imprescindível contribuição na obtenção das ligas fundidas.

Ao Prof. Dr. Arnaldo Andrade (IPEN) pelas discussões iniciais sobre tenacidade à fratura.

Aos amigos Nonato, Estéfano e Zé Roberto pela solidariedade e convivência fraternal. A todos os colegas da pós-graduação do PMT/EPUSP pela convivência enriquecedora e permanente colaboração mútua.

Ao Prof. Dr. Jorge Tenório (PMT/EPUSP) pela colaboração permanente. Aos funcionários do PMT/EPUSP Cléria, Cristina, Danilo, Lívio, Ivo e Rubens pela inestimável colaboração.

Aos amigos e colaboradores Prof. Dr. João Telésforo (LFS/EPUSP; UFRN), Dr. Humberto Yoshimura (IPT) pela imprescindível contribuição na execução dos procedimentos experimentais e fundamentais discussões. Ao Isaac (IG/USP), Nildemar (IPEN), Eliana (PMI/EPUSP), Francisco e Eguiberto (PMT/EPUSP); Marilene e Prof. Dr. Nelson (IPEN) pela ajuda na caracterização dos materiais utilizados. Aos amigos Edson e Alexandra pela ajuda no fechamento do trabalho.

À INA BRASIL pela concessão de amostras de aço DIN 100 Cr6, utilizadas nos experimentos preliminares; à Villares *Metals* pela concessão de amostras dos aços AISI M2 e SINTER 23, utilizados nos experimentos preliminares e nas comparações das propriedades dos aços fundidos e modificados;

À CAPES, pela concessão da bolsa de mestrado, à FAPESP, pela concessão do auxílio à pesquisa (processo 98/14.770-0) que viabilizaram a realização deste trabalho, ao LFS/Villares Cilindros por concessão de bolsa.

SUMÁRIO

Lista de Tabelas	
Lista de Figuras	
Lista de Símbolos	
Resumo	
Abstract	

CONTEXTO	1
1 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	1
1.1 – Considerações Gerais sobre os Aços Rápidos	2
1.1.1 - Evolução dos Aços Rápidos	3
1.1.2 – Rotas de Processamento dos Aços Rápidos	5
1.1.2.1 – Rota Convencional	5
1.1.2.2 – Metalurgia do Pó	6
1.1.2.3 – Fundição	7
1.1.3 – Solidificação dos Aços Rápidos	9
1.1.3.1 – Carbonetos Eutéticos Primários	12
1.1.4 – Decomposição do Carboneto M_2C	15
1.1.5 – Esferoidização e Engrossamento dos Carbonetos M_6C e MC	16
1.1.6 – Tratamentos Térmicos do Aço M2	19
1.1.6.1 – Recozimento	19
1.1.6.2 – Têmpera	20
1.1.6.3 – Revenimento	21
1.1.7 – Propriedades Mecânicas dos Aços Rápidos	23
1.1.7.1 – Dureza	23
1.1.7.2 – Falha em Ferramentas	24
1.1.7.3 – Performance de Ferramentas	25
1.1.7.4 – Resistência à Ruptura Transversal	26
1.1.7.5 – Tenacidade à Fratura	29
1.1.7.6 - Relação entre Tenacidade à Fratura e a Resistência à Ruptura Transversal	34
1.1.7.7 – Efeito dos Tratamentos Térmicos Prévios sobre as Propriedades dos Aços Rápidos	35
1.2 – Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE)	36
1.2.1 – Introdução	36
1.2.2 – Tenacidade à Fratura	38
1.2.3 – Limitações da Mecânica da Fratura Linear Elástica	39
1.2.4 – Metodologias de Medida de Tenacidade à Fratura	41
1.2.4.1 – Metodologia Convencional	41
1.2.4.1.1 – Pré-Trincamento	43
1.2.4.2 – Metodologia Chevron	44
2 – OBJETIVOS	54
3 – MATERIAIS E MÉTODOS	55
3.1 – Materiais Utilizados	55
3.1.1 – Aços convencionais VM2 e M2 Thyssen e aço sinterizado Sinter 23	55
3.1.2 – Aço M2 fundido e modificado	56
3.2 – Tratamentos Térmicos	58
3.2.1 - Recozimento Sub-Critico do Aço Fundido	58
3.2.2–Tratamentos Prévios de Decomposição, de Esferoidização e Engrossamento dos Carbonetos Primários Presentes no	

Aço Fundido.M2 Fundido e Modificado	59
3.3.2.2 –Têmpera e Revenimento	60
3. 3 - Caracterização Microestrutural	63
3.3.1 – Preparação Metalográfica	63
3.3.2 – Metalografia quantitativa	63
3.3.2.1 – Medida das frações volumétricas dos carbonetos eutéticos no aço M2 fundido e modificado	63
3.3.2.2 – Medida do espaçamento interdendrítico no aço M2 fundido e modificado	63
3.3.2.3 –Decomposição do carboneto M_2C	64
3.4 - Ensaaios mecânicos	64
3.4.1 – Dureza e microdureza	64
3.4.2 - Ensaaios de flexão em três pontos	65
3.4.3 - Ensaaios de tenacidade à fratura	66
3.4.3.1 - Ensaio <i>chevron</i>	66
3.4.3.2 – Ensaio convencional.	68
3.4.3.3 - Critérios de validação dos resultados <i>chevron</i>	69
3.4.3.4 – Esquema de retirada dos corpos de prova utilizados nos ensaios mecânicos	70
3.4.3.5 – Entalhamento	70
4 – RESULTADOS	72
4.1 - Aços rápidos convencionais	72
4.1.1 – Caracterização microestrutural	73
4.1.2 – Ensaaios mecânicos	73
4.1.2.1 – Ensaaios de flexão em três pontos	73
4.1.2.2 – Ensaaios de tenacidade à fratura	75
4.1.2.2.1 - Influência dos tratamentos térmicos	75
4.1.2.2.2 - Influência da velocidade de ensaio sobre a tenacidade à fratura <i>chevron</i>	77
4.1.2.2.3 – Influência da distribuição de carbonetos sobre a tenacidade à fratura	78
4.1.3 – Avaliação fractográfica	79
4.2 – Aços fundidos	84
4.2.1 – Obtenção das ligas fundidas	84
4.2.1.1 – Composição química	84
4.2.1.2 – Microestrutura no estado bruto	84
4.2.1.2.1 – Morfologia dos Carbonetos Eutéticos	84
4.2.1.2.2 – Fração volumétrica e espaçamento interdendrítico	86
4.2.1.3 – Tratamentos térmicos	88
4.2.1.3.1 – Recozimento sub-crítico	88
4.2.1.3.2 - Decomposição e esferoidização dos carbonetos	88
4.2.2 - Ensaaios mecânicos	92
4.2.2.1 - Ensaaios de flexão	92
4.2.2.2 - Ensaaios de tenacidade à fratura	96
4.2.2.2.1 – Variação da tenacidade à fratura <i>chevron</i> com o tempo de decomposição	96
4.2.2.2.1.1 – Material isento de decomposição prévia (apenas temperado e revenido)	96
4.2.2.2.1.2 – Material decomposto a 1050°C	97
4.2.2.2.1.3 – Material decomposto a 1150°C	98
4.2.2.2.1.4 – Material decomposto a 1200°C	99

4.2.2.2.2 – Variação da tenacidade à fratura <i>chevron</i> com a temperatura de decomposição	101
4.2.2.2.3 – Variação da tenacidade à fratura convencional (K_{IC}) com a temperatura de decomposição do aço M2 fundido e modificado (ligas I e II)	104
4.2.2.2.4 - Análise da superfície de fratura	105
5 – DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	108
5.1 – Solidificação e tratamentos térmicos de decomposição e esferoidização do aço M2 fundido e modificado.	108
5.2 – Ensaaios mecânicos	109
5.2.1 - Ensaaios de flexão	109
5.2.2 – Ensaaios de tenacidade à fratura	111
5.2.2.1 - Formato das curvas obtidas nos ensaios de tenacidade à fratura	112
5.2.2.2 - Caminho da trinca.	114
5.2.2.3 - Comparação das tenacidades à fratura do diversos materiais avaliados.	115
5.2.2.4 - Comparação entre os métodos de ensaio de tenacidade à fratura.	118
5.2.2.5 - Relação entre a tenacidade à fratura e a resistência à ruptura transversal.	121
5.3 - Considerações finais	122
6 – CONCLUSÕES	125
7 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	127
8 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	128
9 – ANEXOS	138
Ensaios preliminares – Aço DIN 100Cr6.	138

LISTA DE TABELAS

Tabela 1.1 – Composição nominal dos principais dos aços rápidos (ASTM, 98)	5
Tabela 1.2 – Seqüência simplificada da solidificação do aço rápido M2	11
Tabela 1.3 – Características dos carbonetos eutéticos (Boccalini, 1996)	13
Tabela 1.4 – Classificação das morfologias dos carbonetos primários do aço M2	14
Tabela 1.5 – Y_C^* corpos de prova em flexão em três pontos (Shang-Xian, 1983)	50
Tabela 1.6 – Valores de Y_C^* para corpos <i>chevron</i> (Newman, 1983)	50
Tabela 1.7 – Polinômios definidos por Bubsey <i>et.al.</i> (1982) para Cálculo de Y_C^*	51
Tabela 1.8 – Coeficientes matemáticos para o cálculo de $Y_C(\theta, \alpha)$	51
Tabela 3.1 – Composição química dos materiais utilizados	55
Tabela. 3.2 – Composição nominal das variantes do aço M2 fundido e modificado.	56
Tabela 3.3 - Matérias primas utilizadas na produção do aço M2 fundido e modificado.	57
Tabela 3.4 – Síntese dos tratamentos térmicos dos aços fundidos	61
Tabela 3.5 - Ataques químicos freqüentemente utilizados na caracterização microestrutural dos aços rápidos M2 (Gomaschchi, 1998; Boccalini, 1996, Metal Handbook, 1989; Friedriksson <i>et.al.</i> , 1979)	62
Tabela 4.1 – Variação da resistência à flexão em três pontos com a temperatura de austenitização do aço VM2.	74
Tabela 4.2 – Relação entre a tenacidade à fratura e tratamentos térmicos de austenitização e revenimento do aço VM2.	76
Tabela 4.3 – Composição química das ligas do aço M2 fundido e modificado	84
Tabela 4.4 – Fração volumétrica dos carbonetos eutéticos	87
Tabela 4.5 – Espaçamento interdendrítico do aço M2 fundido e modificado	88
Tabela 4.6 – Espaçamento interdendrítico em diferentes regiões do bloco U medido em amostra da liga II	88
Tabela 4.7 – Dureza no estado bruto de fundição e após o recozimento sub-crítico a 790°C por 2 horas do aço M2 fundido e modificado	88

Tabela 4.8 – Variação da dureza (HR_C) com o tempo de decomposição a 1200°C do aço M2 fundido e modificado	93
Tabela 4.9 – Variação da resistência à flexão (MPa) com o tempo de decomposição a 1200°C do aço M2 fundido e modificado.	93
Tabela 4.10 – Resultados da resistência à ruptura transversal do aço M2 fundido, modificado (ligas I e II) e decomposto por 2 h em diferentes temperaturas	94
Tabela 4.11 – Variação da dureza e da tenacidade à fratura do aço M2 fundido e modificado isento de tratamento prévio de decomposição e esferoidização	97
Tabela 4.12 – Variação da dureza e tenacidade à fratura com o tratamento de decomposição prévio a 1050°C.	97
Tabela 4.13 – Variação da dureza e tenacidade à Fratura <i>chevron</i> (K_{ICV}) com o tratamento de decomposição prévio a 1150°C.	99
Tabela 4.14 - Variação da dureza e tenacidade à Fratura <i>chevron</i> (K_{ICV}) com o tratamento de decomposição prévio a 1200°C.	100
Tabela 4.15 - Variação da dureza e tenacidade à fratura convencional (K_{IC}) do aço M2 fundido e modificado	105
Tabela 5.1 – Relação entre a microdureza Vickers ($HV_{0,5}$) e a tenacidade à fratura <i>chevron</i> (K_{ICV}) dos aços rápidos VM2 e M2 fundido e modificado no estado temperado a 1200 °C por 5 minutos e triplamente revenido a 560°C por 1 hora.	117
Tabela 5.2 – Relação entre a microdureza Vickers ($HV_{0,5}$) e a tenacidade à fratura <i>chevron</i> (K_{ICV}) dos aços rápidos M2 fundido e modificado tratado a 1200 °C por 24 horas. Seguido de têmpera a 1200 °C por 5 minutos e revenimento triplo a 560°C por 1 hora.	117
Tabela 9.1 – Composição química do Aço DIN 100 Cr6	138
Tabela 9.2 – Modelos para Y_C^* para ensaios de flexão em três pontos.	141
Tabela 9.3– Resumo dos resultados da primeira série de experimentos.	146

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 – Aspecto da distribuição dos carbonetos primários depois de diferentes níveis de deformação (crescentes de a para d) do aço AISI M2 convencional. (adaptada de <i>Hoyle, 1988 – p. 44</i>)	6
Figura 1.2 – Distribuição dos carbonetos primários nos diversos métodos de produção dos aços rápidos. (a) estado fundido; (b) rota convencional: lingotamento seguido de deformação (laminação ou forjamento); (c) método <i>Osprey</i> ; (d) metalurgia do pó (<i>Hoyle, 1988</i>)	9
Figura 1.3 – Seção do sistema Fe-C-W-Mo-Cr-V.	11
Figura 1.4 – Variação do tamanho dos carbonetos MC e M_6C de decomposição com o tempo de tratamento no aço M2 fundido em areia e tratado a 1150 e 1200°C (Adaptada de <i>Gomashschi, 1998</i>)	18
Figura 1.5 – Modelo da Decomposição do Carboneto M_2C (<i>Lee et. al., 1998</i>)	18
Figura 1.6 – Variação da dureza com a temperatura de revenimento em diferentes aços rápidos triplamente revenidos por 2 horas	22
Figura 1.7 – Variação da dureza de diferentes aços rápidos com a temperatura de ensaios	24
Figura 1.8 – Modelo do crescimento de trinca em aços rápidos. (a) Carregamento perpendicular à direção de laminação; (b) carregamento paralelo à direção de laminação	28
Figura 1.9 – Variação da Resistência à Flexão com o grau de deformação do aço rápido AISI M2. (<i>Hellman et. al., 1975</i>)	29
Figura 1.10 – Variação da tenacidade à fratura com a dureza de diversos aços rápidos. (a) Adaptada de <i>Fischmeister e Olsson (Fischmeister e Olsson, 1980)</i> ; (b) adaptada de <i>Hellman et. al, 1975</i>)	30
Figura 1.11 – Variação do tamanho da zona plástica e da zona de intensa deformação com a dureza e comparação entre o tamanho destas zonas, calculados a partir dos conceitos da MFLE e a distância média entre os carbonetos presentes em aços rápidos (<i>Fischmeister e Olsson, 1980</i>)	32
Figura 1.12 – Comportamento da tenacidade à fratura de aços ferramentas em diferentes estágios de conformação mecânica, inclusive no estado fundido (<i>Broekman, 1996</i>)	34
Figura 1.13– Relação entre a Resistência à Ruptura Transversal Normalizada e o tamanho de defeito efetivo em aços rápidos	35
Figura 1.14 - Campo de tensões atuando sobre um elemento localizado à frente de uma trinca	38

Figura 1.15 – Relação entre G e R num processo controlado pela deformação	39
Figura 1.16 – Tamanhos da zona plástica nas condições em que são válidas as considerações da MFLE e MFEP	40
Figura 1.17 – Curva Carga x Deslocamento (ASTM, 1991)	43
Figura 1.18 - Dispositivo para introdução de pré-trinca em materiais frágeis. (a) Esquema de pré-trincamento; (b) Variação da energia requerida para o pré-trincamento com a resistência do material (Eriksson, 1975)	44
Figura 1.19 – Corpos de prova <i>chevron</i> curtos (ASTM, 1989). (a) Características geométricas gerais; (b) Detalhe da geometria do entalhe	46
Figura 1.20 – Curvas R. (a) plana, típica de materiais idealmente frágeis; (b) típica de materiais de engenharia	46
Figura 1.21 – Comportamento dos ciclos de carregamento e descarregamento num ensaio <i>chevron</i> . (a) Material idealmente frágil; (b) material que apresenta plastificação elevada na ponta da trinca	47
Figura 1.22– Ciclos de carregamento/descarregamento durante um ensaio com entalhe <i>chevron</i> .	50
Figura 1.23 – Tipos de curvas típicos que podem ser obtidos durante ensaios <i>chevron</i>	52
Figura 3.1 – Desenho esquemático do modelo do bloco U utilizado na fundição do aço M2 modificado	57
Figura 3.2 – Esquema do tratamento de recozimento e decomposição a que foi submetido o material fundido	60
Figura 3.3 – Esquema do tratamento de têmpera e revenimento a que foi submetido o material fundido após a decomposição	61
Figura 3.4 – Dispositivo de ensaio de flexão em três pontos utilizado na determinação da resistência à ruptura transversal dos aços VM2 e M2 fundido e modificado	65
Figura 3.5 – Detalhes da geometria dos corpos de prova <i>chevron</i> . (a) curto circular utilizado na avaliação da tenacidade à fratura do aço rápido VM2; (b) retangular utilizado na avaliação da tenacidade à fratura dos aços Sinter 23, M2 Thyssen e M2 fundido	67
Figura 3.6 – Configuração do ensaio de tenacidade à fratura <i>chevron</i> . Dispositivo de ensaio construído em aço 4340, com 40 HR _C . As dimensões são as determinadas na norma ASTM E1304 –97 (ASTM, 1997).	67
Figura 3.7 – Ensaio de tenacidade à fratura convencional. (a) esquema do corpo de prova convencional; (b) esquema do dispositivo de	

ensaio convencional	68
Figura 3.8 – Aspecto da planicidade da superfície de fratura chevron.	69
Figura 3.9 – Esquema de retirada de corpos de prova. (a) Retirada dos corpos de prova <i>chevron</i> , convencionais e de flexão do bloco em U do aço M2 fundido e modificado; (b) retirada dos corpos de prova <i>chevron</i> das barras laminadas dos aços convencionais	70
Figura 3.10 – Esquema do Processo de Entalhamento. (a) cortes de boca e inclinados; (b) aspecto do corpo de prova após os passos do entalhamento	71
Figura 4.1 – Distribuição dos carbonetos não dissolvidos nos aços convencionais no estado recozido (entrega). (a) M2 Thyssen; (b) VM2; (c) SINTER 23	73
Figura 4.2 – Variação da dureza (HR_C) de amostras de flexão em três pontos com a temperatura de austenitização do aço VM2 temperado a 1200°C triplamente revenido a 560°C por 1 hora.	74
Figura 4.3 – Variação da resistência à flexão em três pontos com a temperatura de austenitização do aço VM2 temperado a 1200°C e triplamente revenido 560°C por 1 hora. Corpos de prova de 5x7x 50 mm ³ . Velocidade de ensaio de 0,2 mm/min	74
Figura 4.4 – Fractografia de amostras de flexão em três pontos do aço VM2 triplamente revenido a 560°C pro 1 hora. (a) e (b) Temperado a 1160°C; (c) e (d) Temperado a 1200°C; (e) e (f) temperado a 1220°C. MEV/ES (a), (c), (e); MEV/ERE (b), (d), (f)	75
Figura 4.5 – Variação da dureza com a temperatura de austenitização e revenimento no Aço AISI VM2	76
Figura 4.6 – Variação da Tenacidade à fratura com a temperatura de austenitização e revenimento no aço VM2	76
Figura 4.7 – Variação da tenacidade à fratura com a temperatura de austenitização e revenimento. Aço rápido convencional VM2 Villares.	77
Figura 4.8 – Influência da taxa de deformação sobre a tenacidade à fratura obtida de corpos de prova curtos retangulares <i>chevron</i> para o aço SINTER 23, temperado a 1200 °C por 5 minutos e triplamente revenido a 560 °C por 1 hora	77
Figura 4.9 – Variação da tenacidade à fratura <i>chevron</i> (K_{ICV}) para diferentes tratamentos térmicos do aço M2 Thyssen. Taxas de carregamento de 0,2 e 0,05 mm/minuto	78
Figura 4.10 – Comparação entre a tenacidade à fratura <i>chevron</i> (K_{ICV}) dos aços rápidos convencionais VM2 e M2 Thyssen. Taxa de Carregamento de 0,2 mm/minuto	79

- Figura 4.11 – Aspecto microscópico da superfície de fratura do Aço VM2, Temperado a 1160° e revenido a 560°C (a) e 590°C (b); Temperado a 1200°C e revenido a 560°C (c) e a 590°C (d); Temperado a 1220°C e revenido a 560°C (e) e 590°C (f). MEV–ES 80
- Figura 4.12 – Aspecto microscópico da superfície de fratura do Aço VM2 revenido a 560°C. (a) Temperado a 1160° C; (b) Temperado a 1200°C; (c) Temperado a 1220°C. MEV – ES 81
- Figura 4.13 – Aspecto microscópico da superfície de fratura do Aço VM2 revenido a 590°C. (a) Temperado a 1160° C; (b) Temperado a 1200°C; (c) Temperado a 1220°C. MEV – ES 82
- Figura 4.14 – Superfície de fratura dos aços rápidos temperados a 1200°C por 5 minutos e triplamente revenidos a 560°C por 1 hora. (a) e (c) VM2; (b) e (d) Sinter 23. MEV-ES 82
- Figura 4.15 – Fractografias dos aços VM2 e M2 Thyssen temperados a 1180°C. (a) e (b) Submetido a um revenimento a 560°C; (c), (d) submetido a um tratamento subzero e um revenimento; (e), (f) submetido a dois tratamentos subzero e 4 revenidos 83
- Figura 4.16 – Morfologia dos carbonetos M₂C: (a) liga I, (b) liga II, (c) liga III, (d) liga IV, recozidas a 790°C por 2 h. Ataque Groesbeck. 500 X. 85
- Figura 4.17 – Morfologias do carboneto M₂C. (a) Tipo 1, irregular; (b) Tipo 2, regular-complexa; c) morfologia híbrida M₂C/MC . Ataque V2A–Baise. MEV-ERE. 86
- Figura 4.18 – Morfologias do Carboneto MC. (a) Pétala; (b) Regular-Complexa. MEV–ERE. 86
- Figura 4.19 – Micrografias das ligas I (a), II (b), III (c) e IV (d) no estado bruto de fundição. Ataque Groesbeck. 100 X. 87
- Figura 4.20 – Estágio Inicial do processo de decomposição do carboneto M₂C. Liga II – 1050°C, 12 minutos. Ataque Vilela. MEV – Elétrons Secundários. 89
- Figura 4.21 – decomposição do carboneto M₂C. Ligas I, II, III e IV tratadas a 1050 (a), 1100 (b), 1150 (c) e 1200°C (d), por 10, 30, 60 e 120 minutos. 90
- Figura 4.22 – Diferentes condições de esferoidização do aço M2 fundido e modificado (liga III). (a) Material tratado a 1200°C por 12 minutos; (b) tratado a 1200 °C, por 2 horas. Solução de 5 ml HF em 100g H₂O₂. MEV–ES, 1000X. 90
- Figura 4.23 – Aspecto da estrutura dos carbonetos após tratamentos de decomposição do aço M2 fundido (liga I) a 1200°C. (a) por 12 minutos; (b) 2; (c) 8; (d) e 24 horas. Ataque *Groesbeck*. 1000 X. 91
- Figura 4.24 - Diferentes estágios do processo de decomposição,

esferoidização e engrossamento dos carbonetos presentes no aço M2 fundido e modificado. (a) Estado bruto de fundição; (b) decomposto por 12 minutos a 1050°C; (c) decomposto por 12 minutos a 1200°C; (d) Idem por 8 horas; (e) Idem por 16 horas e (f) idem por 24 horas, respectivamente. MEV–ERE.	92
Figura 4.25 – Variação da dureza com o tempo de decomposição a 1200°C de copos de prova de flexão em três pontos do aço M2 fundido e modificado.	93
Figura 4.26– Variação da resistência à flexão com o tempo de decomposição a 1200°C do aço M2 fundido e modificado	94
Figura 4.27 – Variação da resistência à flexão com a temperatura de decomposição das ligas I e II tratadas por 2 horas.	94
Figura 4.28 – Aspecto da Fratura Ligas I e II, 1200°C, 12 minutos. MEV	95
Figura 4.29 - Crescimento de trinca e carbonetos. (a) e (b) Crescimento pela interface carboneto/matriz, liga I e II, respectivamente; (c) e (d) Aspecto da clivagem de carboneto em liga secundária, liga II. MEV – ERE.	95
Figura 4.30 – Fractografias de amostras de flexão em três pontos. (a) Amostra apenas temperada e revenida, isenta de decomposição; (b) amostra decomposta a 1050°C por 2h; (c) 1150°C por 2 h; (d) 1200°C por 2 h. MEV – ES.	96
Figura 4.31 - Variação da dureza com o tempo de decomposição a 1050 °C do aço M2 fundido e modificado	98
Figura 4.32 - Variação da Tenacidade à fratura como o tempo de decomposição a 1050 °C do aço M2 fundido e modificado.	98
Figura 4.33 - Variação da Dureza (HR _C) com o tempo de decomposição a 1150 °C.	99
Figura 4.35 - Variação dureza (HR _C) com o tempo de decomposição a 1200°C do aço M2 fundido e modificado	101
Figura 4.36 - Variação Tenacidade à Fratura (K _{ICV}) com o tempo de decomposição a 1200°C do aço M2 fundido e modificado.	101
Figura 4.37 - Variação da dureza (HR _C) com a temperatura de decomposição no tratamento por 12 minutos do aço M2 fundido e modificado.	102
Figura 4.38 - Variação da Tenacidade à Fratura (K _{ICV}) com a temperatura de decomposição no tratamento por 12 minutos do aço M2 fundido e modificado	102
Figura 4.39 - Variação da dureza (HR _C) com a temperatura de decomposição no tratamento por 2 horas do aço M2 fundido e modificado	103

- Figura 4.40 - Variação da Tenacidade à Fratura (K_{ICV}) com a temperatura de decomposição no tratamento por 2 horas do aço M2 fundido e modificado. 103
- Figura 4.41 - Variação da dureza (HR_C) com a temperatura de decomposição no tratamento por 8 horas do aço M2 fundido e modificado. 104
- Figura 4.42 - Variação da Tenacidade à Fratura (K_{ICV}) com a temperatura do tratamento de decomposição por 8 horas do aço M2 fundido e modificado. 104
- Figura 4.43 – Variação da tenacidade à fratura convencional (K_{IC}) com os tratamentos de decomposição e esferoidização prévios do aço M2 fundido e modificado. 105
- Figura 4.44 – Fractografias típicas do aço M2 fundido e modificado. (a) isento de decomposição; (b) decomposto previamente a 1050 °C por 12 minutos; (c) decomposto por 2 horas. - elétrons secundários - MEV. 106
- Figura 4.45 – Fractografias do aço M2 fundido, modificado (liga II) e decomposto previamente a 1150 °C (a) e 1200°C (b) por 2 horas - elétrons secundários-MEV. 106
- Figura 4.46 – Fractografias típicas de amostras *chevron* decompostas a 1200 °C. (a) 8 horas (liga II); (b) 24 horas (liga I); (c) 24 horas (liga III) - elétrons secundários-MEV. 107
- Figura 5.1 – Variação da resistência à ruptura transversal (MPa) com a dureza. Aços VM2, M2 Thyssen, M2 fundido, modificado e tratado termicamente. 110
- Figura 5.2 – Comparação entre os valores de tenacidade à fratura obtidos através da metodologia *chevron* e os valores obtidos pela metodologia convencional para as mesmas faixas de dureza. 112
- Figura 5.3 – Aspecto típico dos gráficos obtidos nos ensaios de tenacidade à fratura *chevron*. (a) ensaio do material tratado a 1050 °C por 12 minutos; (b) ensaio do material tratado a 1200 °C por 8 horas; (c) e por 24 horas. Os gráficos estão fora de escala. 113
- Figura 5.4 – Caminho da pré-trinca obtida por impacto em corpos de prova convencionais (C(T)) do aço M2 fundido e modificado (liga II). (a) apenas temperada e revenida, isenta de decomposição; (b) decomposta a 1050°C; (c) decomposta a 1150°C; (d) decomposta a 1200 °C. 114
- Figura 5.5 – Caminho preferencial da trinca num entalhe *chevron*. Amostras retiradas transversalmente à propagação da trinca do aço M2 fundido e modificado. 115
- Figura 5.6 - Variação da tenacidade à fratura (K_{ICV} e K_{IC}) com a dureza (HR_C). Aços Din 100Cr6, VM2, M2 Thyssen, Sinter 23 e M2 fundido, modificado e tratado termicamente. 116

- Figura 5.7 – Fractografias do aço M2 fundido, modificado (liga II) e decomposto previamente a 1200 °C: (a) por 2 horas; (b) por 8 horas. MEV elétrons retro-espalhados. 117
- Figura 5.8 – Fractografias típicas de amostras *chevron* decompostas por 24 horas a 1200°C. Ligas I (a) e (b); III. MEV – elétrons retro-espalhados. 118
- Figura 5.9 – Comparação entre as tenacidades à fratura Chevron (K_{ICV}) e convencional (K_{IC}) da liga I decomposta por 2 horas em várias temperaturas. 119
- Figura 5.10 – Comparação entre as tenacidades à fratura *chevron* (K_{ICV}) e convencional (K_{IC}) da liga II decomposta por 2 horas em várias temperaturas. 119
- Figura 5.11 – Correlação entre os resultados obtidos pelas metodologias *chevron* e convencional dos aços DIN 100Cr6 e M2 fundido, modificado e tratado termicamente. 120
- Figura 5.12 – Relação entre a resistência à ruptura transversal (MPa) e a tenacidade à fratura ($\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$) dos aços rápidos VM2 e M2 fundido, modificado e tratado termicamente, estabelecida a partir dos valores teóricos do parâmetro Q. 122
- Figura 5.13 – Variação da vida de uma fresa fabricada a partir do aço rápido M2 temperado e revenido com a tenacidade à fratura 123
- Figura 9.1 – Esquema da Configuração de ensaio de tenacidade à fratura com corpos de prova de flexão em três pontos com entalhe *chevron*. No detalhe estão descritos os aspectos gerais do entalhe utilizado. 140
- Figura 9.2 – Corpos de Prova. (a) Detalhes da geometria dos corpos de prova circular e entalhe *chevron*; (b) detalhes geométricos do corpo de prova compacto. 142
- Figura 9.3 – Esquema de retirado de corpos de prova do aço DIN 100 Cr6. (a) Corpo de prova para flexão em três pontos; (b) corpos de prova *chevron* de secção circular curto e corpo compacto convencional. 143
- Figura 9.4 – Configuração do ensaio de tenacidade à fratura. (a) corpos *chevron* curtos; (b) Corpos Compactos Convencionais. 143
- Figura 9.5 – Aspecto da microestrutura do aço DIN 100Cr6, submetido a diversos tratamentos térmicos. (a) recozido (estado de entrega); (b) Temperado a 820°C; (c) Temperado a 900°C; (d) Temperado a 1020°C. Nital 2%. Microscopia ótica, 1000x 145
- Figura 9.6 – Variação da austenita retida (% em volume) com a temperatura de austenitização (°C) do aço DIN 100Cr6. 145
- Figura 9.7 – Variação da dureza (HR_C) do aço DIN 100Cr6 com a temperatura de Austenitização (°C). 146

- Figura 9.8 - Variação da tenacidade à fratura (K_{ICV}) com a temperatura de austenitização do aço DIN 100 Cr6 temperado e revenido. 147
- Figura 9.9 – Superfície de fratura do aço DIN 100 Cr6 submetido ao ensaio de tenacidade chevron em corpos de flexão em três pontos. (a) Austenitização a 820°C; (b) 920°C; (c) e (d) 1020°C. MEV – Elétrons Secundários. 148
- Figura 9.10 – Variação da Tenacidade à fratura com a temperatura de austenitização. Ensaio chevron e convencional. 149
- Figura 9.11 – Características da superfície de fratura. (a) corpos de prova chevron e C(T), tratados a 820°C; (b) corpos de prova *chevron*, tratados a 900°C; (c) e (d) corpos de prova *chevron* e C(T) respectivamente, tratados a 1000°C 150
- Figura 9.12 – Variação da tenacidade à fratura com a temperatura de austenitização do aço DIN 100 Cr6. 151
- Figura 9.13 – Variação da tenacidade à fratura com o percentual de austenita retida no aço DIN 100 Cr6. 151

LISTA DE SÍMBOLOS

a : tamanho de trinca presente num corpo mecânico.

a_0 distância da ponta do entalhe *chevron* à linha de carregamento num corpo *chevron* ($\alpha_0 = a_0/W$).

a_1 distância da extremidade do entalhe *chevron* à linha de carregamento ($\alpha_1 = a_1/W$).

α : relação adimensional entre o comprimento da trinca e o comprimento do corpo de prova *chevron* ($\alpha = a/W$).

α_0 : relação adimensional entre a distância da ponta do entalhe *chevron* à linha de carregamento e o comprimento do corpo de prova.

α_1 : relação adimensional entre o comprimento da trinca e o comprimento do corpo de prova *chevron*.

Δa : variação do tamanho de uma certa trinca

b : largura da frente de trinca num entalhe *chevron*.

B : largura de um corpo de prova de tenacidade à fratura.

C : flexibilidade (*compliance*), matematicamente igual ao inverso da rigidez (deslocamento da linha de carga/carga atuante) de um corpo de prova.

$C_S(\alpha)$ é a flexibilidade (*“compliance”*) do corpo de prova com entalhe reto.

$C_V(\alpha)$ é a flexibilidade (*“compliance”*) do corpo de prova *chevron*.

d : diâmetro médio de uma partícula de segunda fase dispersa numa matriz.

D diâmetro dos corpos de prova *chevron* circular.

E módulo de elasticidade (módulo de Young) $E = E'$ onde $E' = E$ (estado plano de tensões); $E' = E/(1 - \nu^2)$ (Estado Plano de Deformação).

$f(a/W)$ é uma função adimensional dependente da configuração do ensaio, expressa por polinômios estabelecidos a partir da flexibilidade (*“compliance”*).

F : é o trabalho realizado pela força externa aplicada a um corpo mecânico.

G : é a taxa de liberação de energia ou força de extensão da trinca [$G = d(F - U)/da$]

G_C : taxa crítica de liberação de energia associada ao crescimento de uma trinca

H : metade da altura de um corpo de prova *chevron*.

HR_C: Dureza Rockwell, escala C, em que se utiliza carga de 150 Kgf e penetrador cônico de diamante.

HV_{0,5}: Microdureza Vickers com carga de 0,5 Kgf e penetrador piramidal de diamante.

k: constante de crescimento de uma partícula de segunda fase, que depende das características químicas dos elementos que compõem esta partícula.

K_I: fator de intensificação de tensões associado a um defeito presente num corpo mecânico.

K_Q tenacidade à fratura condicional e só será tomado como tenacidade à fratura se os parâmetros obtidos no ensaio atenderem aos critérios da mecânica da fratura linear elástica (MFLE).

K_{IC}: tenacidade à fratura sob estado plano de deformação. Se os critérios da MFLE forem atendidos, O K_{IC}, independe da geometria e configuração do ensaio, sendo, portanto uma propriedade intrínseca do material (ASTM E399-90).

K_{ICVB}: tenacidade à fratura sob estado plano de deformação obtida pela metodologia *chevron* em corpos de prova de seção retangular (ASTM E1304–97)

K_{ICVR}: tenacidade à fratura sob estado plano de deformação obtida pela metodologia *chevron* em corpos de prova de seção circular (ASTM E 1304 – 97)

n coeficiente que define o mecanismo que controla o engrossamento de partículas de carbonetos

p plastificação à frente da trinca, definida por Barker para os ensaios *chevron* ($p = \Delta x_0 / \Delta x$). Os resultados obtidos nos ensaios *chevron* terão validade se, no caso dos metais, $-0,05 < p < 0,10$.

P₅: carga obtida pela interseção entre a curva carga versus deslocamento e a secante equivalente a 95% da inclinação inicial da curva num ensaio de tenacidade à fratura convencional.

P_Q: carga condicional, cuja validação depende se os resultados obtidos num ensaio de tenacidade à fratura convencional atenderem os critérios da MFLE.

P_{max}: carga máxima obtida durante um ensaio de tenacidade à fratura.

Q: é uma constante que depende da geometria do defeito e da relação entre a tensão nominal e limite de escoamento do material. Teoricamente, para um defeito interno circular (Q=1,26) e para um defeito superficial semicircular (Q=1,43), poros (Q=2,2).

Q_v^γ: energia de ativação associada à difusão do vanádio na austenita

Q_W^g : energia ativação associada à difusão do tungstênio na austenita

Q_{Fe}^g : energia ativação associada à autodifusão do ferro na austenita

r : relação entre a *compliance* num dado instante do ensaio e a *compliance* inicial

r_y : raio da zona plástica que se forma à frente da trinca

r_{is} : zona de intensa deformação à frente da trinca.

R : força de resistência ao crescimento de trinca $[(R=dW/da)]$.

t : tempo

T : temperatura (°C)

s_{ys} : limite de escoamento

s_c : tensão crítica, a partir da qual uma trinca passa a crescer instavelmente.

W : comprimento de um corpo de prova de tenacidade à fratura.

Δx : distância entre dois ciclos de carregamento e descarregamento obtida num gráfico carga x deslocamento num ensaio chevron, medida na região de carga máxima.

Δx_0 ; distância entre dois ciclos de carregamento e descarregamento obtida num gráfico carga x deslocamento num ensaio chevron, medida no eixo das abscissas.

X : deslocamento da linha de aplicação de carga

ν : módulo de Poisson

U : é a energia elástica contida num corpo carregado mecanicamente.

w : é a energia para a formação da trinca.

$V_{V_{DECOMPOSTO}}$: Fração do carboneto M_2C decomposta

$V_{V_{GROESBECK}}$: Fração dos carbonetos M_2C e M_6C

$V_{V_{PICRATO}}$: Fração do Carboneto M_6C

Y_c^* é o fator de intensificação de tensões geométrico crítico (mínimo) para o qual a carga máxima do ensaio corresponde ao ponto a partir do qual a trinca cresce instavelmente. Depende da geometria do corpo de prova chevron.

Y : é função da geometria do sistema mecânico utilizado no cálculo do fator de intensificação de tensão.

θ : ângulo do entalhe *chevron*

RESUMO

Neste trabalho foi medida a tenacidade à fratura de quatro ligas fundidas com composição química base do aço AISI M2 – uma de composição química convencional (liga I), e as demais modificadas por adições de nitrogênio (liga II), cério (liga III) e antimônio (liga IV) – submetidas a tratamentos térmicos visando a decomposição do carboneto M_2C , a esferoidização e engrossamento dos carbonetos produto M_6C e MC , em altas temperaturas e por diversos tempos.

A metodologia empregada nesta avaliação da tenacidade à fratura foi a dos corpos de prova curtos com entalhe *chevron* segundo ASTM E 1304-97, de forma a superar a necessidade do pré-trincamento por fadiga, procedimento de difícil controle e custoso em materiais como os aços rápidos temperados e revenidos. Verificou-se que a metodologia utilizada para obtenção e ensaio de corpos de prova *chevron* foi de fácil execução (comparada à metodologia convencional) permitindo grande número de experimentos. Para verificar a consistência dos resultados, em algumas condições, também se utilizou a metodologia convencional segundo a ASTM E 399-90, cujo pré-trincamento foi feito utilizando os procedimentos propostos por Harris e Dunegan.

Os resultados obtidos para os aços fundidos foram correlacionados com os obtidos para outros aços rápidos convencionais (VM2, M2 Thyssen) e um aço rápido sinterizado (SINTER 23). A microestrutura foi caracterizada utilizando-se técnicas de ataques metalográficos diferenciais, metalografia quantitativa manual e computadorizada e microscopia eletrônica de varredura.

A avaliação microestrutural indica que não ocorreu precipitação eutética do carboneto M_6C , em nenhuma das ligas fundidas. O carboneto M_2C apresenta morfologia tanto irregular (plaquetas – tipo 1) quanto regular-complexa (lamelas – tipo 2). As ligas I, III e IV, apresentaram a predominância da morfologia tipo 1 enquanto que a liga II modificada pelo nitrogênio, apresentou apenas a morfologia tipo 2. O carboneto MC apresentou-se com morfologia regular-complexa. Medidas do espaçamento interdendrítico indicam que não houve influência significativa dos elementos modificadores sobre este parâmetro.

Ensaio de resistência à flexão, indicam pouca influência dos elementos modificadores, mas forte influência dos tratamentos térmicos sobre o limite de resistência à ruptura transversal do aço fundido. Em todas as ligas, a resistência à flexão cresceu com o tempo de tratamento a $1200^{\circ}C$, bem como com a temperatura de decomposição em tratamentos por 2 horas. Análise das fraturas por microscopia eletrônica de varredura indicou que o crescimento das trincas se deu na região interdendrítica.

O aço convencional apresentou resistência à ruptura transversal muito superior à dos aços fundidos.

Os ensaios de tenacidade à fratura apresentaram resultados compatíveis com a literatura para os aços AISI M2 convencional e SINTER 23. Os resultados obtidos para o aço fundido, indicam queda nos valores de tenacidade à fratura nos materiais tratados a $1050^{\circ}C$ com o avanço do tempo de tratamento; pouca variação dos valores com o tempo nas amostras tratadas a $1150^{\circ}C$; e aumento significativo da tenacidade à fratura com o tempo de tratamento a $1200^{\circ}C$. Os valores de tenacidade obtidos para os aços rápidos fundidos foram mais elevados que os obtidos para os materiais trabalhados e para o material sinterizado.

ABSTRACT

Fracture Toughness of four cast alloys with chemical composition based on the High-Speed Steel AISI M2 were measured. One of the alloys (alloy I) had the conventional AISI M2 composition, while the other three were modified by the addition of N (alloy II), Ce (alloy III) and Sb (alloy IV). The cast alloys were heat-treated in order to promote the decomposition of the M_2C carbide as well as spheroidize and coarsen the product M_6C and MC carbides.

The method chosen for measuring fracture toughness was based on the use of short rod and bar chevron notched samples, according to ASTM E1304 – 97, in order to evade the need for fatigue pre-cracking, notoriously difficult for High Speed Steels quenched and tempered. The chevron-notch method proved straightforward and allowed for successful testing a great number of specimens.

Conventional compact sample fracture toughness, according to ASTM E 399-90, with pre-cracking obtained using Harris-Dunegan drop-weight procedure, was used to validate the results.

The results for cast alloys were compared with conventionally produced High Speed Steels (VM2, M2 Thyssen) and with a powder metallurgy High Speed Steel (SINTER 23).

Microstructural characterization was performed using selective etching of polished surfaces, manual and automated quantitative metallography and SEM. Microstructural evaluation of as-cast alloys showed that there was no eutectic precipitation of M_6C carbides. The M_2C carbides show an irregular eutectic morphology (Type 1- plates) as well as a regular-complex eutectic morphology. Measurements of interdendritic spacing did not detect any effect of the modification.

The bending test rupture strengths did not vary with the addition of modifying elements, but increased with the time and temperature of decomposition, spheroidization and coarsening of carbides. Rupture strengths increased with the heat-treatment time at 1200 °C as well as with increasing temperatures for 2 h heat-treatments. SEM examination of the fracture surfaces showed that crack preferential growth path was interdendrital.

Conventional High Speed Steels tested in bending presented better results for the rupture strength than cast steels.

Fracture toughness results for M2 conventional steels and for the SINTER 23 steel were similar to the results from the literature. Fracture toughness results obtained for cast steels diminished with increasing decomposition time at 1050 °C, did not change much with increasing decomposition time at 1150 °C, increased markedly with increasing decomposition times at 1200°C.

The fracture toughness results for the as-cast steels were higher than the results obtained for the wrought steels and for the powder metallurgy steel.

Contexto

O PMT/EPUSP vem desenvolvendo nos últimos 20 anos trabalhos relacionados à fabricação e caracterização microestrutural de materiais que têm em comum uma alta resistência mecânica aliada a baixa tenacidade e baixa ductilidade (ferro fundido branco de alto cromo, aços rápidos, aços para rolamentos, compósitos de matriz metálica etc). Ou seja, materiais que apresentam matriz relativamente dúctil na qual estão dispersas fases de elevada dureza e baixa tenacidade, como carbonetos ou outras fases cerâmicas. A caracterização das propriedades mecânicas destes materiais, na maioria das vezes, ou vem sendo abordada secundariamente, estando restrita à medições de dureza, ou vem sendo realizada em colaboração com outros pesquisadores e em outros laboratórios (em geral no IPT).

Além disso, as propriedades destes materiais não vêm sendo abordadas do ponto de vista da mecânica da fratura. Isto se deve principalmente ao fato de não se ter tido sucesso em diversas tentativas de se medir a tenacidade à fratura destes materiais pela metodologia convencional (**ASTM, 1990**), dadas as dificuldades encontradas na obtenção das pré-trincas. Neste sentido, este trabalho pretende ser a contribuição inicial para capacitar o PMT/EPUSP na determinação da tenacidade à fratura no estado plano de deformação de materiais de alta resistência mecânica e baixa tenacidade. Para isto, será aplicada a metodologia *chevron*, que dispensa os procedimentos de pré-trincamento por fadiga.

O estudo da tenacidade à fratura do aço rápido AISI M2 fundido, modificado e submetido a tratamentos de decomposição e esferoidização dos carbonetos primários, representa mais uma etapa na linha de pesquisa iniciada com a tese de doutorado do Dr. Mario Boccalini Jr. (**Boccalini, 1996**), parte da colaboração entre o PMT/EPUSP e IPT. Pretende-se agregar, às várias contribuições apresentadas a partir de então (**Boccalini e Goldenstein, 2001; Boccalini et. al., 1999; Boccalini et. al., 1997**), parâmetros mecânicos que indiquem a possibilidade da utilização tecnológica deste material no estado fundido.

1 - Revisão Bibliográfica

1.1 – Considerações gerais sobre os aços rápidos

Os aços rápidos¹ são os principais materiais empregados na fabricação de ferramentas de corte e de usinagem, como serras, brocas, fresas, mandris, alargadores, “bites” para tornos mecânicos, além de punções e estampos de ferramentas de conformação (**Metals Handbook, 1989; Egami et. al.,1994**), apesar do aumento, à medida que se desenvolve a automação industrial, do uso de carbeto de tungstênio sinterizado para o mesmo fim. Este fato se deve, além de os aços rápidos apresentarem as características requeridas adequadas e menor custo de fabricação, a um certo conservadorismo do setor, já que são muitos os produtos disponíveis no mercado mundial (**Boccalini, 1996**).

Os aços rápidos são a síntese de duas características: i) sistema Fe-X-C multicomponente, onde X representa o grupo de elementos de liga em que o W, Mo, Cr, V e, em alguns casos, Co são os principais representantes; ii) e a capacidade de manter alta dureza mesmo quando submetidos a elevadas temperaturas decorrentes do corte de metais a altas velocidades (**Roberts et. al., 1998; Hoyle, 1988**), além de apresentar boa combinação entre resistência ao desgaste, estabilidade térmica e tenacidade (**Riedl et. al.,1986**). Ou seja, os aços rápidos têm a capacidade de reter um alto nível de resistência mesmo quando realizam operações de corte em outros metais e em outras classes de materiais a altas velocidades de trabalho, em que considerável aquecimento é gerado (**Roberts e Gary, 1980**). Esta capacidade dos aços rápidos em resistir à diminuição de sua resistência mecânica a altas temperaturas é o que os diferenciam das demais classes dos aços ferramenta (**Gulaev, 1998**).

Industrialmente, a produção dos aços rápidos tem início com a fusão de sucata de aços rápidos em fornos elétricos a arco, seguido de ajuste da composição química em forno panela, desoxidação e remoção de inclusões não metálicas via agitação com gás inerte, antes dos diferentes processos de solidificação. A solidificação pode se dar por lingotamento convencional, contínuo ou pela obtenção de pós metálicos (**Pippel et. al., 1998**).

¹ Também chamados de termoestáveis endurecidos por carbonetos (**Geller, 1978**).

1.1.1 - Evolução dos aços rápidos

A evolução dos aços rápidos, especialmente em relação à sua composição química, vem seguindo o comportamento da disponibilidade e dos preços dos elementos de liga que os constituem (Hoyle, 1988; Riedl et al., 1986). Exercem influência importante, a evolução dos materiais a serem usinados e das máquinas ferramentas. Tem efeito oposto, a tradição dos usuários e normalização conservadora (Cescon, 1990).

O desenvolvimento destes aços teve início na segunda metade do século XIX, em 1886 (Hoyle, 1988; Riedl et al., 1986; Hobson e Tyas, 1968; Roberts et al., 1962), com os aços especiais introduzidos por Robert Mushet (Reino Unido), cuja composição química base (Fe-2%C-7%W-2,5%Mn) e têmpera ao ar, representavam um avanço em termos de resistência ao desgaste, em relação aos aços existentes na época. Taylor e White, em 1898, apresentavam a idéia de tratamentos de austenitização a altas temperaturas, próximas da temperatura de fusão, como forma de aumentar a dureza do material e estabilidade térmica. Nesta mesma época, na Áustria, Mayr obtinha ganhos com a utilização do tungstênio em aços para corte. A apresentação destes resultados na Feira Mundial em Paris (1900), consolidou o conceito de resistência à quente. Este conceito foi largamente aplicado na competição internacional de “ferramenteiros” em 1901, em que a *Böhler-Rapid* apresentou o material com melhor performance.

Em 1906, Taylor apresentou um aço que mais tarde seria a base para o hoje largamente conhecido AISI T1. Já nesta época Taylor já tinha consciência da possibilidade de substituição do tungstênio pelo molibdênio na proporção de 1/1,9, entretanto, ao contrário do que viria a ocorrer no período entre guerras, o molibdênio era muito caro, inviabilizando seu uso, além dos resultados heterogêneos atribuídos a dificuldades de têmpera, relacionadas a problemas de descarbonetação (Cescon, 1990; Roberts et al., 1962). Em 1904 foi introduzido o uso do vanádio nestes aços embora seu emprego em larga escala também tenha sido inviabilizado pelo custo elevado (Roberts et al., 1962), só vindo a ser largamente utilizado a partir do ano de 1928 (Riedl et al., 1986). O cobalto é introduzido em maior quantidade a partir de 1912 por Schlesinger.

Posteriormente, a substituição do tungstênio pelo molibdênio ganhou força com a escassez de matérias primas decorrente da I Guerra. Na Europa este procedimento não foi bem aceito, em função das dificuldades de deformação a

quente e no tratamento térmico (principalmente descarbonetação). Nos E.U.A, por outro lado, era concebido um aço próximo do atual AISI M1, além de se incrementar o uso do cobalto, para melhorar a estabilidade térmica. É desta época a elevação dos teores de vanádio com correspondente ajuste do teor de carbono, propícia à maior formação de carbonetos duros (**Cescon, 1990**). Neste mesmo contexto, durante os anos trinta, surgem aços com menor quantidade de elementos de liga, chamados aços semi-rápidos, largamente utilizados na União Soviética e Alemanha durante a Segunda Guerra.

Nos anos 40 e 50 os aços ao molibdênio e ao tungstênio (classe M) se consolidam como alternativa menos custosa aos aços ao tungstênio (classe T), sendo largamente utilizados até os dias atuais (**Hoyle, 1988**). A partir de então, aço M2 consolidou-se como substituto do aço T1, em decorrência de vantagens econômicas da substituição de parte do tungstênio pelo molibdênio, suficientes para superar a resistência ao seu uso devido às dificuldades encontradas em seu processamento – deformação à quente e tratamento térmico (**Cescon, 1990**). Além deste aspecto, as influências positivas dos dois se complementam: enquanto o molibdênio favorece o aumento de dureza, a tenacidade e a temperabilidade, o tungstênio exerce melhor controle sobre o crescimento de grão e proporciona melhor proteção contra a descarbonetação e oxidação. No geral, ambos são responsáveis pela resistência ao desgaste, dureza a quente e estabilidade térmica. Desta forma, a substituição total do W pelo Mo é menos vantajosa, do ponto de vista das propriedades, que a parcial (**Cescon, 1990**).

Data de 1955 a introdução do nióbio nos aços rápidos. Entretanto, apenas nos anos 70 e 80, com a exploração de jazidas de minérios de nióbio no Brasil, avançaram as investigações iniciadas nos anos 50, que buscavam a substituição parcial do vanádio nos aços rápidos das séries molibdênio-tungstênio e molibdênio, pelo nióbio, menos custoso e um forte formador de carbonetos primários muito resistentes (**Riedl, et. al., 1986**). Entretanto, a produção em escala industrial destes aços avançou apenas na América do Sul e nos países da antiga União Soviética (**Souza et.al.,1980**).

Atualmente os aços rápidos são subdivididos em três séries: aços ao tungstênio, ao tungstênio e ao molibdênio e ao molibdênio. As composições químicas, bem como os processos de produção dos principais representantes de cada série estão descritos na **tabela 1.1**. Segundo informações da *Böhler* do

Brasil (**Olim Marote, 1999**), atualmente, 88% dos aços rápidos consumidos são da série ao tungstênio e molibdênio.

Tabela 1.1 – Composição nominal dos principais dos aços rápidos (ASTM, 98, Wegst, 1996).

Aço	Série	Processamento	%C	%W	%Mo	%Cr	%V	%Co
T1	W [#]	*C	0,7	18,0	-	4,0	1,0	-
T15	W	C/PM**	1,5	12,0	-	4,0	5,0	5,0
M1	Mo ^{##}	C	0,8	1,5	8,0	4,0	1,0	-
M7	Mo	C	1,0	1,75	8,75	4,0	2,0	-
M42	Mo	C/PM	1,1	1,5	9,5	3,75	1,15	8,0
M2	Mo + W ^{###}	C/PM	0,9	6,0	5,0	4,0	2,0	-
M35	Mo + W	C/PM	0,8	6,0	5,0	4,0	2,0	5,0
ASP60	Mo + W	PM	2,3	6,5	7,0	4,0	6,5	10,5
Rex 45	Mo + W	PM	1,3	6,25	5,0	4,0	3,0	8,0

[#]Série ao tungstênio; ^{##} Série ao molibdênio; ^{###} Série ao tungstênio e ao molibdênio; * produção convencional; ** Produção por metalurgia do pó.

Atualmente, novos desenvolvimentos dos aços rápidos têm se concentrado no aprimoramento dos processos de fabricação, com enfoque nas melhorias da microestrutura (**Consemüller et. al., 1996**). A aplicação de técnicas de solidificação rápida (metalurgia do pó) a partir dos anos 70 permitiu a obtenção de ferramentas com melhores propriedades finais, o desenvolvimento de ligas com mais de 50% de carbonetos em volume, com superior resistência ao desgaste (**Boccalini e Goldenstein, 2001**). No início dos anos 80, 98% destes materiais eram produzidos convencionalmente (**Riedl, et.al., 1986**). Atualmente, 10% de toda a produção mundial são produzidos por metalurgia do pó (**Matteazzi e Wolf, 1998**). Os desenvolvimentos nos processos de deposição de camadas endurecidas (spray) e processo de refusão e deposição por laser (**Hoyle, 1988**) representam outro avanço na qualidade dos aços rápidos.

1.1.2 - Rotas de processamento dos aços rápidos.

1.1.2.1 – Rota convencional

A rota convencional envolve a obtenção de ferramentas a partir da usinagem de semi-acabados obtidos por fundição (lingotamento convencional) e trabalho a quente (forjamento, laminação). Este trabalho a quente envolve complexo esquema de passes, (**Berry, 1970; Hoyle, 1988; Roberts e Cary,**

1980), que busca “quebrar” a estrutura bruta de fundição, de forma a obter uma distribuição mais homogênea dos carbonetos primários. Este “aprimoramento” pode ser notado na **figura 1.1**, que mostra a influência do grau de deformação sobre a distribuição dos carbonetos não dissolvidos. Entretanto, mesmo para deformações da ordem de 90% os carbonetos ainda se apresentam distribuídos heterogeneamente segundo estrias cujas dimensões são função do tamanho e distribuição das colônias eutéticas (**Kirk, 1982; Hoyle 1988**). A introdução da refusão de eletrodo consumível neste roteiro de produção permite obter microestruturas mais homogêneas, com melhor controle de inclusões e, com isso, produtos com melhor desempenho, além de melhorar a produtividade, pois permite obter lingotes maiores (**Hobson e Tyas, 1968; Kirk et. al, 1971**).

Figura 1.1 – Aspecto da distribuição dos carbonetos primários depois de diferentes níveis de deformação (crescentes de a para d) do aço AISI M2 convencional. (adaptada de *Hoyle, 1988 – p. 44*).

1.1.2.2 – Metalurgia do pó.

A obtenção de ferramentas por metalurgia do pó, por sua vez, trás vantagens do ponto de vista das propriedades e do desempenho, uma vez que proporciona uma fina e homogênea distribuição dos carbonetos, devido à diminuição do tempo local de solidificação. Com isso, tornou possível a concepção de ligas com maiores teores de carbono e de outros elementos de liga e conseqüentemente com maiores frações de carbonetos, aumentando a

performance das ferramentas (**Hoyle, 1988**). Entretanto, seu largo emprego é limitado pelo alto custo de obtenção dos pós (**Cescon, 1990**).

Uma variante da metalurgia do pó é o método *OSPREY*, em que gotas sólidas ou semi-sólidas do metal, obtidas por atomização a gás são depositadas sobre um substrato, o que permite a obtenção de peças próximas da forma final. Este processo ainda não é utilizado comercialmente na produção de ferramentas, em função do seu grande custo, porém vários trabalhos atentam para as vantagens em relação às propriedades deste material.

1.1.2.3 - Fundição

Apesar de alguns tipos de aços rápidos fundidos serem normalizados (**ASTM, 1993**), a produção de ferramentas diretamente do estado fundido é uma rota pouco explorada nos países ocidentais, mas utilizada em escala industrial nos países do leste europeu (**Fujii et. al., 1995; Chaus e Rudnitskii, 1989; Geller, 1978**). Isto se deve ao fato de no estado bruto de fundição a distribuição dos carbonetos primários ser heterogênea com estes localizados nas regiões interdendríticas, mesmo após severos tratamentos térmicos capazes apenas de “quebrar” as lamelas destes carbonetos (**Ghomashchi e Sellars, 1984**). Entretanto, a estrutura bruta de fundição pode ser modificada através do controle da velocidade de solidificação (refino da estrutura pelo aumento da taxa de solidificação), pela variação da composição química base (superresfriamento constitucional) e pela adição de elementos chamados modificadores como o N, Al, Bi, Sb, metais de terras raras etc (**Boccalini e Goldenstein, 2001**).

Na antiga União Soviética alguns aços rápidos fundidos eram produzidos em larga escala (**Geller, 1978**). Estes eram distintos dos aços comerciais utilizados no ocidente e tinham como principais características menores teores de elementos de liga. O controle da estrutura bruta, além de se dar pela adição de elementos como o Ti e o Zr, era feito pela diminuição das temperaturas de vazamento e por uma maior taxa de solidificação principalmente nas temperaturas maiores. Este método era utilizado em pequenas peças de geometria complicada ou em peças maiores, menos complexas e as propriedades do material fundido se mostravam compatíveis com as do material trabalhado. Ainda segundo Geller, adições de boro traziam ganhos na vida das ferramentas.

A principal justificativa para a produção de ferramentas no estado fundido é a diminuição do custo de produção, decorrente da diminuição das operações de usinagem e diminuição da quantidade de material aplicado na sua fabricação (**Watmough e Gouwens, 1966**). A fabricação de ferramentas por fundição de precisão do aço M42, além de proporcionar as mesmas propriedades das ferramentas convencionais, permitiu uma redução de até 50% nos custos de produção (**Brinsmead, 1967**). Entretanto, não são muitos os trabalhos que tratam da utilização de aços rápidos no estado fundido e tratado termicamente, abordando suas propriedades e eficiência. Nos anos 80 pesquisadores brasileiros tentaram viabilizar a produção de ferramentas fundidas (**Papaleo e Gouvêa, 1980; Goldenstein e Vatauvuk, 1987**), mas não se atingiu o desenvolvimento comercial.

Por outro lado, Cherkasov e colaboradores (**Cherkasov et.al., 1986**) indicam o melhor comportamento do material fundido, quando submetido a solicitações de fadiga sob impacto, que os materiais trabalhados. Além disso, trabalhos mais recentes (**Berns, 1996 e Broekmann, 1996**) sugerem que os materiais fundidos podem até apresentar, em certas condições, melhor tenacidade à fratura que os materiais trabalhados. Atualmente, tem ganhado especial atenção o desenvolvimento de grandes peças fundidas em aços para trabalho a frio utilizados na estampagem de aços automobilísticos. Estas têm apresentado performance comparável à dos aços convencionais. (**Hëller e Hammertrath, 1996**).

A **figura 1.2** mostra a distribuição final dos carbonetos após as diferentes rotas de processamento. Nesta pode-se perceber que a metalurgia do pó e os métodos de refusão controlada propiciam uma melhor distribuição e homogeneidade de tamanhos dos carbonetos, com refinamento dos carbonetos primários no método *OSPREY*. Percebe-se também a distribuição heterogênea dos carbonetos primários segundo estrias direcionadas paralelamente à direção de deformação na estrutura obtida da rota convencional.

Figura 1.2 – Distribuição dos carbonetos primários nos diversos métodos de produção dos aços rápidos. (a) estado fundido; (b) rota convencional: lingotamento seguido de deformação (laminação ou forjamento); (c) método Osprey; (d) metalurgia do pó (**Hoyle, 1988**).

1.1.3 – Solidificação dos aços rápidos

Independentemente do processo de solidificação, as características gerais da estrutura bruta de fundição dos aços rápidos são as mesmas, isto é, matriz dendrítica e precipitados eutéticos (austenita e carbonetos) nos contornos interdendríticos (**Boccalini e Goldenstein, 2001**). O tamanho da célula dendrítica e o espaçamento interdendrítico dependem da composição química base, mas principalmente da velocidade de resfriamento. Desta forma, a baixa condutividade térmica, a composição química e a larga faixa de solidificação apresentadas pelos aços rápidos impõem sérias limitações às dimensões do material fundido, uma vez que à medida que aumentam as suas dimensões, aumenta a heterogeneidade da distribuição das poças eutéticas. A forma mais eficiente de melhorar esta distribuição é diminuir o tempo de solidificação, aumentando a velocidade de resfriamento no intervalo peritético (**Hoyle, 1988**).

A solidificação do aço AISI M2 pode ser descrita² pela seção (isopleta) referente à composição nominal do aço M2, proposta por Horn e Brandis (**figura 1.3**). Recentemente, Golczewski e Fischmeister (**Golczewski e Fischmeister, 1992**) estabeleceram, utilizando a base de dados CALPHAD no software Thermocalc, uma seção similar a estabelecida pelos primeiros, mas que distinguiu os carbonetos de equilíbrio presentes nas diversas temperaturas. Estes não eram distinguidos nos diagramas experimentais, sendo genericamente designados pela letra C.

O processo de solidificação dos aços rápidos é bastante discutido na literatura (**Boccalini e Goldenstein, 2001; Boccalini et al., 1999; Boccalini et al., 1997; Fischmeister et al., 1989; Riedl, et al., 1986; Fredriksson e Nica 1979; Galda e Kraft, 1974; Barkalow et al., 1972**). A **tabela 1.2** apresenta a seqüência deste processo a partir da análise desta literatura e do diagrama da **figura 1.3**. As temperaturas apresentadas podem ser afetadas por diversas variáveis como a velocidade de solidificação, composição química base, superaquecimento.

A composição química base exerce influência sobre o intervalo de solidificação, ou seja, sobre o engrossamento e sobre o coalescimento das dendritas. O aumento do carbono causaria um aumento no super-resfriamento constitucional e com isso diminuiria o espaçamento. Boccalini (**Boccalini, 1996**), estudando ligas com 1% e 2% de V, detectou diferenças entre seus espaçamentos interdendríticos, apesar de não terem sido detectadas diferenças nos respectivos super-resfriamentos, num indício de que a presença de elementos modificadores³ pode interferir no espaçamento interdendrítico.

² Durante muitos anos a solidificação do aço M2 foi descrita pela seção binária do sistema quaternário Fe-W-Cr-C para o aço T1 desenvolvida por Kuo, a partir de duas aproximações (**Boccalini, 1996**): i) similaridade do comportamento do tungstênio e do molibdênio (caráter alfacênico e de afinidade pelo carbono; similaridade dos seus diagramas ternários Fe-W-C e Fe-Mo-C); ii) e alterações pouco significativas do diagrama pseudobinário com a presença de V em até 2,0% de peso, exceto por um pequeno deslocamento para teores mais elevados de C.

³ **Chaus e Rudnitskii (1989)** identificam duas categorias de elementos modificadores: os de primeira ordem, que atuam a altas temperaturas, formando núcleos para a precipitação da ferrita; os de segunda ordem, em função de sua baixa solubilidade, segregam-se na interface sólido/líquido.

Entretanto, esta influência é secundária se comparada com a velocidade de solidificação (**Boccalini et al., 1997**).

Os modificadores de primeira ordem, como os elementos fortes formadores de carboneto como o Nb e o V, formam núcleos heterogêneos da ferrita, aumentando sensivelmente a cinética de nucleação em detrimento do crescimento (a influência destes elementos é incrementada pela presença de óxidos e nitretos, que funcionam como núcleos dos carbonetos). Na literatura (**Berry, 1970**) de forma geral, este fenômeno é denominado não como modificação, mas como inoculação. Os modificadores de segunda ordem, como o Ce, funcionam como barreiras que dificultam o avanço da fase sólida. Portanto, a adição de modificadores aumenta a superfície sólido/líquido interdendrítico o que provoca uma melhor distribuição das colônias e diminui o espaçamento dendrítico. Neste caso, o termo modificadores se aplica, uma vez que a presença do elemento químico pode modificar o modo de crescimento do carboneto eutético.

Figura 1.3 – Seção do Sistema Fe-C-W-Mo-Cr-V (**Horns e Brandis, 1954**).

Tabela 1.2 – Seqüência Simplificada da Solidificação do Aço Rápido M2.

Transformação	Reação	Temperatura (°C)
Precipitação Primária de dendritas de ferrita δ	$L \rightarrow \delta$	~1435
Início da reação peritética	$L + \delta \rightarrow \gamma$	~1330
Decomposição eutética do líquido remanescente	$L \rightarrow \gamma + C$	~1240
Transformação eutetóide	$\gamma \rightarrow \alpha + C$	~800

1.1.4 - Carbonetos primários⁴

No aço M2 pode ocorrer a formação dos eutéticos: $\gamma + M_2C$; $\gamma + M_6C$; $\gamma + MC$, onde M são os metais presentes no aço, cuja participação na composição do carboneto depende da composição química base e da taxa de solidificação (**Boccalini et al., 1999**). A fração volumétrica total de eutético bem como a de cada um dos tipos possíveis de carbonetos depende da composição química base, da velocidade de resfriamento e da presença de outros elementos de liga e de pequenos teores de modificadores como o N, Al, Ca, Sb e metais de terras raras (**Karagös et. al, 1986**). A sequência de precipitação dos agregados eutéticos γ +carbonetos, também depende destas variáveis, principalmente dos perfis de segregação resultantes das reações de formação da ferrita e da austenita, bem como da própria reação de decomposição do líquido (**Fredriksson e Brising, 1976**).

A **tabela 1.3** mostra a composição média dos mesmos. As composições químicas destes carbonetos, excetuando a do M_6C , varia fortemente com a velocidade de solidificação e com a composição química base, enquanto que o carboneto M_2C dissolve todos os principais elementos de liga constituintes do aço M2. Este é favorecido por elevados teores de V e C e por altas velocidades de resfriamento sendo, portanto, formado em condições fora do equilíbrio, onde ocorre forte segregação do V, dado o seu menor coeficiente de partição para o líquido e a sua maior solubilidade no M_2C . A presença ou não e a quantidade de carboneto M_2C sofre influência tanto da composição química base quanto da velocidade de resfriamento, além da presença de certos elementos, como Al e N (**Chaus e Rudnitskii, 1989**). O carboneto M_6C forma-se na solidificação em baixas velocidades de resfriamento, que produzem um líquido interdendrítico

⁴ Na literatura são abordados três grupos de carbonetos distintos: i) os precipitados na decomposição eutética durante a solidificação e que não se dissolvem nos tratamentos de decomposição e de têmpera são chamados de primários (**Boccalini, 1996; Cescon, 1990; Fischmeister et al, 1989**) e muitas vezes também chamados de carbonetos não dissolvidos; os precipitados durante recozimento ou durante a decomposição da austenita e/ou durante o revenimento, são denominados secundários; iii) carbonetos que se precipitam durante o trabalho da ferramenta são chamados terciários (**Karagöz e Fischmeister, 1990**). Neste trabalho designaremos por carbonetos de decomposição aqueles surgidos a partir dos tratamentos de decomposição e esferoidização dos carbonetos eutéticos.

empobrecido em elementos de liga, devido à ocorrência do “*back diffusion*”. Sua morfologia, também apresentada na **tabela 1.4**, não sofre grande influência da composição química e da velocidade de resfriamento, que interfere na distância interlamelar. O carboneto M_6C dissolve facilmente o W e Mo e não dissolve o V.

Tabela 1.3 – Características dos Carbonetos Eutéticos (Boccalini, 1996).

Carboneto	Estrutura Cristalina	Dureza (HV)	%Fe	%W	%Mo	%Cr	%V	%C
M_2C	HC	2000	3 -7,5	25-50	21-36	5-7	8-15	~5,6
M_6C	CFC	1500	30-35	29-38	20-25	3-4,8	2-4,5	~2,5
MC	CFC	3000	1,7-3,5	10-24	8,5-16	3-7	50-60	~14

A literatura descreve de forma pouco sistematizada as distintas morfologias do carboneto M_2C . Boccalini e colaboradores (**Boccalini, 1996; Boccalini et. al., 1999; Boccalini e Goldenstein, 2001**) estabeleceram uma classificação baseada na teoria clássica de Croker que descreve as morfologias dos produtos eutéticos a partir das considerações da entropia envolvida no processo (**tabela 1.4**).

A morfologia tipo 1 é favorecida por elevados teores de V e C (**Fredrikson e Brising, 1976; Fredrikson e Nica, 1979**) e por baixas velocidades de resfriamento (**Karagöz et. al, 1986**) e caracterizada pela presença de plaquetas não paralelas, com direções preferenciais de crescimento, enquanto que a morfologia tipo 2 é favorecida por baixos teores de V e C (**Fredrikson e Brising, 1976; Fredrikson e Nica, 1979**) e por altas velocidades de resfriamento (**Karagöz et. al, 1986**), caracterizada por plaquetas longas e paralelas (**Fredrikson e Brising, 1976**).

A adição de elementos modificadores que apresentam grande afinidade pelo V, retirando-o do líquido, como o N favorece a precipitação do carboneto M_2C com morfologia tipo 2. O Al tem efeito inverso, ou seja, reage preferencialmente com o N e mantém o líquido enriquecido em V. Elementos tensoativos como Sb promovem a formação de eutéticos finamente dispersos. O mecanismo da atuação destes elementos baseia-se na modificação do modo de crescimento do carboneto, causado pela adsorção destes elementos na interface carboneto/líquido.

A adição de metais de terras raras (*REM*) favorece a formação do carboneto M_6C em detrimento do carboneto M_2C . Este comportamento provavelmente deve-se à nucleação heterogênea do M_6C em inclusões de REM.

Além disso, a adição de *REM*, causa o aumento no super-resfriamento para a precipitação do carboneto MC, o que induz a formação de carbonetos duplex M_2C/MC e M_6C/MC , os últimos em menor escala (**Bocallini et. al., 1999**).

Tabela 1.4 – Classificação das morfologias dos carbonetos primários do aço M2

Carboneto	Morfologia	Micrografia	Denominação	
			Literatura	Boccalini et.al (1996; 1999; 2001)
M_2C	Tipo I		Pena Leque Plaqueta	Eutético Irregular
	Tipo II		Lamelar Bastonete "rod like" "spindel"	Regular Complexa
M_6C			Espinha de Peixe	Regular Complexa
MC				Pétala Irregular Pétala Ramificada (Regular- Complexa)

O carboneto MC, nas composições nominais do aço M2, precipita durante a decomposição eutética do líquido interdendrítico. Entretanto, a adição de elementos de liga fortemente formadores de carbonetos tipo MC como o Nb e a elevação do teor de V fazem com que esta precipitação se dê a temperaturas superiores às da precipitação da ferrita primária (**Karagös et al., 1986**).

Estes carbonetos primários MC apresentam estrutura idiomórfica e de “pétala”, como descrito na **tabela 1.4**, além de regular complexa. Diferem-se dos outros dois carbonetos principalmente pelo seu alto teor de V e da sua grande variabilidade. Sua formação foi plenamente compreendida somente do ponto de vista da velocidade de resfriamento, onde o mecanismo que prevalece é o mesmo descrito anteriormente para a influência do V sobre a formação do M_2C , ou seja, para velocidades de resfriamento maiores a segregação do V é mais intensa para o líquido interdendrítico, favorecendo a precipitação de MC. Isto não ocorre para menores teores de V.

1.1.5 – Decomposição do carboneto M_2C

Durante o aquecimento para deformação e/ou para austenitização dos aços rápidos, a estrutura de carbonetos sofre uma forte mudança: o carboneto $M_{23}C_6$, quando presente, se dissolve rapidamente. Fredriksson e Nica (**Fredriksson e Nica, 1979**) verificaram a decomposição do carboneto M_2C em temperaturas entre 900 e 1200 °C mesmo para tempos curtos. Entre 1150 °C e 1200 °C ocorre a imediata dissolução dos carbonetos ultrafinos e em menos de 60 minutos a decomposição é total (**Gomashchi, 1998**). Em temperaturas mais altas (entre 1230 °C e 1260 °C, ocorre também a decomposição do carboneto M_6C e o surgimento de partículas de MC isoladas (**Lenta et. al., 1983**).

A decomposição do carboneto M_2C ocorre numa reação envolvendo a matriz austenítica segundo a reação geral (**Fredrikson e Nica, 1979**):

A cinética desta decomposição e a distribuição dos carbonetos-produto sofre influência da morfologia do carboneto M_2C (**Karagös et al, 1986**). A relação entre a morfologia do carboneto M_2C e a distribuição dos carbonetos-produto decorre do fato de se tratar de uma decomposição *in situ* (**Ghomashchi e Sellars, 1984**). A decomposição do carboneto M_2C com morfologia regular

complexa (tipo 2) é proporcional à velocidade de solidificação (**Fischmeister et. al., 1989**).

Em trabalho recente, Maziero e Boccalini (**Maziero e Boccalini, 2000**) apresentam resultados mostrando que o aço rápido M2 com maior teor de nitrogênio, isto é, com maior fração volumétrica de carbonetos com a morfologia lamelar regular complexa (tipo 2), apresentou menor cinética de decomposição. Argumentam que isto se deve ao fato de o nitrogênio estabilizar o carboneto M_2C favorecendo este em detrimento do carboneto M_6C . Verificaram ainda que a cinética de decomposição é definida pela difusão do ferro e do vanádio nos carbonetos M_6C e M_2C , respectivamente.

1.1.6 - Esferoidização e engrossamento

Durante e após a decomposição do M_2C , com o avanço do tratamento térmico tem lugar a esferoidização do carboneto M_6C e o engrossamento generalizado deste e do carboneto MC. Este processo tem origem na redução da energia associada à instabilidade de forma quando as plaquetas de carbonetos, a altas temperaturas, tendem a se “quebrar”, dando origem a segmentos menores, caracterizando o fenômeno da esferoidização. Em seguida tem início o fenômeno do engrossamento (maturação de Ostwald), quando ocorre o aumento do tamanho médio das partículas dos carbonetos, com conseqüente diminuição do número destas. Para tempos muito longos, ocorre o fenômeno da coalescência entre partículas, em que o crescimento destas é impedido pelas partículas vizinhas criando uma interface entre os carbonetos (**Gomashchi, 1998**).

O engrossamento das partículas das segundas fases pode ser descrito pelo modelo clássico de Wagner-Lifshitz-Sliousov (**Goldenstein e Falleiros, 1986**), que correlaciona tamanho médio das partículas com o tempo de tratamento⁵. O engrossamento do carboneto MC é controlado pela difusão do vanádio na austenita, uma vez que energia de ativação da sua difusão ($Q_V^{\gamma}=293$ KJ/mol) está compreendida no intervalo de valores da energia de ativação

⁵ $d^n - d_0^n = Kt$ (1.2): K é a inclinação da curva $\log d^n$ vs $\log t$, depende da temperatura e da difusividade, pode ser correlacionado com a energia de ativação do processo através de uma equação de Arrhenius; n é um fator de engrossamento e se igual a 2, 3, 4 e 5, este é governado pela difusão das espécies na interface, no volume, no contorno de grão ou nas discordâncias, respectivamente. Nos aços rápidos o processo é controlado pela difusão no volume ($n = 3$).

encontrada experimentalmente para o engrossamento do carboneto MC (250 a 300 KJ/mol). Por outro lado, os valores da energia de ativação experimental (240 a 280 KJ/mol) tanto da esferoidização quanto do engrossamento do carboneto M_6C compreendem os valores da energia de ativação da difusão na austenita do ferro ($Q_{Fe}^g = 284$ KJ/mol) e do tungstênio ($Q_W^g = 267$ KJ/mol). Como o carboneto M_6C apresenta altos teores de ferro e tungstênio o seu engrossamento depende da difusão destes dois elementos, mas como o tungstênio apresenta menor difusividade que o ferro, uma vez que apresenta maior raio atômico, este controla o processo de engrossamento do carboneto M_6C (**Gomashchi, 1998**).

A cinética global do processo de engrossamento é tanto maior quanto maior for a velocidade de solidificação. No caso específico do carboneto MC, o tamanho médio final das partículas é menor, de acordo com a comparação das **figuras 1.4-a e 1.4-b**, que compara resultados obtidos em amostras fundidas em areia e em coquilha. Uma explicação possível estaria na menor distância entre as lamelas dos carbonetos decorrentes da maior taxa de solidificação no caso da fundição em coquilha, de forma que a decomposição do carboneto M_2C seria mais rápida, aumentando a coalescência entre as partículas durante o crescimento. Entretanto, o comportamento do carboneto M_6C não confirma esta hipótese.

Lee *et al.* (**Lee et al., 1998**) apresentaram um esquema (**figura 1.5**) que descreve a transformação global por que passa a estrutura de carbonetos dos aços rápidos obtidos pelo método OSPREY em tratamentos a altas temperaturas. No trabalho descrevem que a decomposição do carboneto M_2C tem início com a nucleação do carboneto M_6C e se encerra quando precipitam carbonetos MC, após a total precipitação do primeiro.

Outros trabalhos (**Maziero e Boccalini, 2000; Hwang et al., 1998**), entretanto, observaram que no processo de decomposição do carboneto M_2C ocorre a precipitação simultânea dos carbonetos produto, isto é, o carboneto MC precipita-se na interface M_6C/M_2C , durante todo o processo de decomposição e não apenas no final do processo como sugerem Lee e colaboradores (**Lee et al., 1998**).

Figura 1.4 – Variação do tamanho dos carbonetos MC e M_6C de decomposição com o tempo de tratamento no aço M2 fundido em areia e tratado a 1150 °C e 1200 °C (**Adaptada de Gomashchi, 1998**).

Figura 1.5 – Modelo da Decomposição do Carboneto M_2C (**Lee et al., 1998**).

Alguns outros trabalhos que exploram o efeito de tratamentos térmicos prévios de transformação dos carbonetos primários não dissolvidos sobre as propriedades dos aços rápidos mostram que estes podem trazer influências

positivas para o comportamento destes materiais (**El Ghazaly et al., 2001; Lee et al., 1998; Poech et al., 1990; Pacyna, 1988**).

1.7 - Tratamentos térmicos do aço AISI M2

1.7.1 - Recozimento

O recozimento é realizado nos aços rápidos em diversos estágios da produção de uma ferramenta. Na sua execução o material é aquecido lentamente para evitar trincas em função de gradientes térmicos grandes, e resfriado ao forno pelo menos até 500 °C.

É comumente classificado em subcrítico, quando realizado abaixo da temperatura de transformação austenítica; pleno ou de transformação, quando executado acima da temperatura de transformação; e de esferoidização (Wilson, 1975). Segundo a literatura (**Omsém, 1969, Hoyle, 1988**) a temperatura de início da transformação austenítica (A_1) da grande maioria dos aços rápidos fica em torno de 810 °C. Simulações no TERMOCALC (**Golczweski e Fischmeister, 1992**) indicam temperaturas próximas de 830 °C. No caso do recozimento subcrítico forte precipitação de carbonetos ocorre para tempos da ordem de 1h, entretanto, para tempos maiores, estes se tornam incoerentes, diminuindo a dureza do material. Trabalhos com microscopia eletrônica de varredura de alta voltagem (**Pippel et al., 1999**) indicam que estes carbonetos têm tamanhos entre 50 e 300 nm.

O recozimento é geralmente utilizado no alívio de tensões, em temperaturas da ordem de 700 °C, em materiais no estado bruto de fundição, após o trabalho mecânico ou aplicado antes de um tratamento de têmpera, para minimizar as distorções no material. O recozimento pleno a 890 °C, em função da grande dureza dos aços rápidos, é sempre aplicado antes de sua usinagem. Além disso, recozimentos prévios à têmpera proporcionam sensível refinamento do grão austenítico (**Hoyle, 1988**). Também pode se aplicar um recozimento subcrítico, que do ponto de vista formal poderia ser tomado como um revenimento a altas temperaturas, imediatamente abaixo da temperatura de transformação (geralmente 790 °C) por longo tempo para diminuir a dureza, uma vez que ocorre o empobrecimento da matriz ferrítica e o crescimento dos carbonetos, tanto precipitados quanto primários. Este é o princípio utilizado no recozimento de esferoidização dos carbonetos, aplicado em tempos muito longos (**Cescon,**

1990). Os aços rápidos são fornecidos pelos fabricantes neste estado para facilitar as operações subseqüentes de usinagem.

Após o recozimento, o material é constituído por uma matriz ferrítica com finos carbonetos dispersos e carbonetos primários. A fração volumétrica dos carbonetos precipitados durante o recozimento é praticamente constante, o que muda é o tamanho médio das partículas que depende do tempo de tratamento. Esta é a justificativa para a queda da dureza com o tempo de tratamento. Precipitam-se carbonetos do tipo M_6C e $M_{23}C_6$, sendo M basicamente cromo no último. No estado recozido, o aço M2 convencional apresenta 28% em volume de carbonetos, sendo aproximadamente 9% de $M_{23}C_6$ (precipitado no recozimento), 16% de M_6C e 3% de MC. O carbono está todo na forma de carbonetos, independente do seu teor (**Berry, 1970**).

1.1.7.2 – Têmpera

A aplicação de tratamentos de austenitização nos aços rápidos a temperaturas próximas da linha *solidus* representou o grande salto na aplicação destes materiais. As temperaturas de austenitização utilizadas na prática industrial durante o tratamento de têmpera do aço M2 variam de 1190 °C a 1230 °C (**Metals Handbook, 1989**). A baixa condutividade térmica do material, decorrente da grande quantidade de carbonetos, requer um cuidado especial durante seu aquecimento, para se evitar um aquecimento rápido principalmente durante a transformação da austenita, que levaria a distorções dimensionais, trincamento e a uma estrutura heterogênea (**Hoyle, 1988; Metals Handbook, 1989**). Para superar este problema, o material é submetido a vários pré-aquecimentos: a 500 °C; a temperaturas abaixo da transformação austenítica, isto é por volta de 800 °C; 1100 °C, em tempos da ordem de 10 minutos. Então o material é levado à temperatura de austenitização, em torno de 1200 °C por tempos muito curtos, dificilmente superiores a 5 minutos, de forma a proporcionar a adequada precipitação dos carbonetos secundários durante o revenimento e limitar o tamanho de grão à faixa de 12 µm. Em função de sua composição química, estes materiais apresentam alta temperabilidade, podendo ser temperados no óleo e ao ar.

Temperaturas próximas da transformação austenítica não são suficientes para solubilizar o carbono na quantidade suficiente para a precipitação secundária

durante o revenimento. Entretanto, entre 900 °C e 1100 °C todos os carbonetos $M_{23}C_6$ são dissolvidos e a partir de 1160 °C o carboneto M_6C começa a se dissolver, mas só sendo completamente consumido acima da temperatura *solidus*. O carboneto MC praticamente não se dissolve, de forma que após a têmpera, o aço M2 é constituído por uma matriz martensítica e dispersão dos carbonetos MC e M_6C primários. A fração volumétrica dos carbonetos oriundos do recozimento diminui em até 2/3, permanecendo não dissolvidos no máximo 10% em volume, após a austenitização.

Desta forma, no estado temperado, os aços rápidos apresentam uma estrutura de carbonetos MC e M_6C primários grosseiros dispersos numa matriz martensítica maclada. As plaquetas de martensita estão separadas por filmes de austenita retida, cristalograficamente relacionados segundo a relação de orientação de Kurdjumov-Saachs (**Wang et al., 1984**). Estes materiais apresentam o comportamento parabólico clássico da dureza no estado temperado, ou seja, a dureza apresenta um pico que distingue os mecanismos de endurecimento, antes do qual atua a resistência da martensita e depois do qual atua a presença da austenita retida.

1.1.7.3 - Revenimento

Imediatamente após a têmpera, procede-se à execução de duplos ou triplos revenidos, que garantem a supressão de praticamente toda a austenita retida, que no estado temperado pode estar presente em teores de até 30%, além de garantir a máxima dureza secundária, quando executado em temperaturas em torno de 550°C (**Roberts e Cary, 1980**). Nas condições de uso na grande maioria das aplicações, a austenita retida é praticamente suprimida (<0,5%) após triplos revenidos (**Lou e Averbach, 1983**).

O revenimento pode ser entendido como uma sequência dos seguintes fenômenos, à medida que aumenta a temperatura de tratamento: i) entre 105 °C e 250 °C precipitação a partir da martensita do carboneto metaestável ϵ , causando a diminuição da dureza do material; ii) entre 250 °C e 500 °C o carboneto ϵ dá lugar à cementita; iii) acima de 500 °C a cementita é redissolvida na matriz e então ocorre a precipitação dos carbonetos MC e M_6C indeformáveis na matriz, promovendo o fenômeno do endurecimento secundário. A partir de 600 °C, tem

início o engrossamento dos carbonetos que trás a diminuição da dureza, além da precipitação dos carbonetos M_6C , M_3C e $M_{23}C_6$ (Dunlop e Rong, 1990).

Figura 1.6 – Variação da dureza com a temperatura de revenimento em diferentes aços rápidos triplamente revenidos por 2 horas.

O fenômeno da dureza secundária nos aços rápidos é caracterizado por um pico de dureza decorrente da precipitação de finíssimos carbonetos do tipo MC e M_2C nos contornos de macla e nas discordâncias no interior das placas de martensita, entre 500 °C e 600 °C (figura 1.6), dependendo do tempo de tratamento; para tempos menores o pico será atingido a temperaturas maiores e vice-versa (Roberts e Grobe, 1947). Este pico é determinado pela interação dos campos de tensão dos carbonetos com os campos de tensões das discordâncias durante a deformação plástica, através de um mecanismo de Orowan (Wang et al., 1992). Após o pico de dureza tem-se uma queda desta, decorrente do engrossamento dos carbonetos, o que diminui a interação entre carbonetos e discordâncias pelo aumento da distância média entre estes carbonetos. De acordo com Henderer e Turkovich (Henderer e Turkovich, 1980), o endurecimento secundário é função da contribuição da resistência da matriz martensítica e da precipitação dos carbonetos durante o revenimento (mecanismo de Orowan). Para o aço M1, no limite de escoamento da ordem de 3,7 GPa, 1,0 GPa é atribuído à martensita e 2,7 são atribuídos ao mecanismo de Orowan. Os carbonetos primários pouco interfeririam no aumento na dureza final destes aços.

A adição do cobalto também atua no sentido de diminuir o processo de engrossamento dos carbonetos com o aumento da temperatura de início deste processo e melhora a distribuição destes pelo aumento dos sítios de precipitação (Speich e Leslie, 1972).

1.1.8 - Propriedades mecânicas dos aços rápidos

Os dados apresentados por Kirk (**Kirk et al., 1971**) comparando as propriedades de alguns aços rápidos no estado temperado e revenido – dureza, que reflete a resistência ao desgaste; dureza após sucessivos revenimentos a altas temperaturas, que aponta a estabilidade térmica; e energia absorvida em ensaio de impacto *Izod*, como medida de tenacidade – nos permite concluir que o M2 apresenta a melhor combinação entre resistência ao desgaste e tenacidade, e por outro lado, a menor estabilidade térmica, ou seja, resistência à quente. Como na maioria das operações de corte as propriedades mais importantes são a resistência ao desgaste e a tenacidade, o aço M2 posiciona-se como primeira opção para atender a esta aplicação (**Boccalini, 1996**). Estas vantagens, somadas aos menores custos envolvidos na fabricação de ferramentas tendo como matéria prima o M2, determinam a popularidade deste aço (**Hoyle, 1988, Metals Handbook, 1989**).

1.1.8.1- Dureza

O modo mais simples de se avaliar a qualidade dos aços rápidos, ainda é a medição da dureza à temperatura ambiente, somada ao conhecimento da composição química e da microestrutura do material. A determinação da estabilidade térmica é feita a partir da medida da dureza do material temperado e revenido normalmente e, posteriormente, submetido a três outros ciclos térmicos de revenimento a 620 °C, ou seja, acima da temperatura de revenimento convencional e próxima das temperaturas reais de trabalho da ferramenta. Desta forma, estariam sendo simuladas possíveis transformações ocorridas durante o trabalho da ferramenta e, indiretamente, se estabeleceria capacidade do aço em manter suas propriedades nestas condições, caracterizando sua estabilidade térmica do aço.

Entretanto, estes métodos apenas indicam a tendência de comportamento do material, uma vez que este perde sua dureza gradativamente com o aumento da temperatura. Este fato pode ser superado através da determinação da dureza à quente, nas temperaturas semelhantes às encontradas nas situações reais de trabalho. Este procedimento tem a limitação do alto custo e dificuldades operacionais.

O aço M2 apresenta menor dureza à quente e menor estabilidade térmica se comparado aos demais aços rápidos, especialmente em relação aos ligados ao cobalto, como o T15 e M40 (**figura 1.7**).

Figura 1.7 – Variação da dureza de diferentes aços rápidos com a temperatura de ensaios

Outra importante consideração acerca da qualidade dos aços rápidos, e que está intimamente ligada com sua dureza, diz respeito à sua usinabilidade. Esta propriedade representa a relação entre a perda de massa pelo material trabalhado e a perda de massa pela ferramenta de usinagem. Este parâmetro depende da dureza da matriz e da distribuição e tamanho dos carbonetos presentes, que geralmente têm dureza comparável à do material que compõe a ferramenta. Quanto mais grosseira a distribuição dos carbonetos, pior será a usinabilidade do aço. Dessa forma, os materiais obtidos por metalurgia do pó apresentam melhor usinabilidade (**Hoyle, 1988**). Por outro lado, maiores teores de vanádio representam diminuição a depreciação deste parâmetro. Dentre os aços rápidos convencionais o M2 é o que apresenta melhor usinabilidade.

1.1.8.2 – Falha em ferramentas

A falha de ferramentas de aços rápidos está geralmente associada a inclusões, porosidades e aglomerados de carbonetos (**Shelton e Wronski, 1987**). Estudos do aço T1 sinterizado e forjado, submetido a ensaios de flexão detectaram a nucleação de trincas em tensões entre 0,5 e 0,9 σ_{YS} e crescimento subcrítico de trincas em tensões acima de σ_{YS} (**Gomes et al., 1997**). A trinca tem origem na fratura de carbonetos do tipo M_6C em tensões que variam de 1,4 a 3,0 GPa, enquanto que a tenacidade à fratura varia de 17 a 24 $MPa \times m^{1/2}$.

Ögel e Tekin (Ögel e Tekin, 1990), estudando o comportamento do aço M2, identificaram que em todas as condições de tratamentos térmicos, a nucleação de trincas nos cantos de indentações Vickers, está diretamente ligada à presença de carbonetos não dissolvidos. O processo pode se dar tanto pela clivagem dos carbonetos maiores (acima de 1,5 μm) quanto pela decoesão da interface carboneto/matriz no caso de carbonetos menores. O processo de propagação da trinca está ligado à resistência da matriz entre estes carbonetos clivados ou submetidos à decoesão matriz carboneto (Shelton e Wronski, 1983). Ou seja, a distribuição e tamanho dos carbonetos não dissolvidos interferem indiretamente na propagação de trinca.

Em se tratando de materiais no estado bruto, um estudo do comportamento da trinca em aços rápidos para cilindros de laminação (Hwang *et al.*, 1998), utilizando ensaios *in situ*, estabeleceu que as poças de carbonetos localizadas no contorno das células dendríticas constituem-se em locais preferenciais não só para a nucleação, mas também para a propagação de trincas. Este comportamento varia com a fração volumétrica e com tamanho da célula dendrítica. Em ligas contendo menores frações volumétricas destes carbonetos e que apresentaram matriz martensítica caracterizada pela presença de plaquetas (*plate*), a fratura seguiu pelo interior da célula dendrítica, desde que os carbonetos interdendríticos estivessem razoavelmente espaçados. Dessa forma a tenacidade à fratura seria incrementada.

1.1.8.3 - Performance de ferramentas

A performance de uma ferramenta pode ser avaliada monitorando o seu desgaste (perda de massa, redução de tamanho do canto de corte) em função do tempo ou estabelecendo a vida da ferramenta em função da velocidade de trabalho através dos chamados diagramas de Taylor. O grupo de pesquisadores liderados por Fischmeister (Riedl, *et al.*, 1987; Karagöz e Fischmeister, 1998), desenvolveram um modelo quantitativo de previsão de vida de uma ferramenta de aço rápido em que se estabeleceu uma relação linear entre a vida e as contribuições dos carbonetos primários, secundários e terciários, além do endurecimento por solução sólida da matriz. Ou seja, a performance do material, depende dos seguintes parâmetros: fração volumétrica e composição química dos carbonetos primários; carbonetos precipitados no endurecimento secundário

(revenimento) e durante a operação de corte (carbonetos terciários); e composição final da matriz.

A atuação de cada um destes microconstituintes depende do regime de desgaste. Os carbonetos primários atuam em situações de desgaste severo, enquanto que a matriz exerce maior influência em menores velocidades de trabalho. Entretanto, **Henderer e Turkovich (1980)** discutindo resultados obtidos para diversos aços rápidos ao molibdênio (grupo do M7), tanto em situações de desgaste contínuo e em que atua desgaste por fratura, concluíram que o processo é controlado pela matriz, isto é, independe dos carbonetos não dissolvidos.

A relação entre a tenacidade à fratura e a performance dos aços rápidos ainda tem sido pouco explorada. Isto parece estar ligado ao fato de que os aços rápidos nas condições de uso, geralmente na dureza máxima, apresentam baixa tenacidade à fratura. Por outro lado, o trabalho de Miihkinen e Pietikainen (**Miihkinen e Pietikainen, 1986**), avaliando a performance do aço M2 submetido a esforços de desgaste cíclicos, mostra um melhor comportamento (vida) na condição de maior tenacidade à fratura, obtida em tratamentos diferentes daqueles especificados para máxima dureza. Aços rápidos sinterizados apresentam baixa vida quando austenitizados a altas temperaturas, uma vez que nestas condições, a resistência à propagação de trincas é baixa (**Kupalova et al., 1989**), ou seja, a performance está relacionada à tenacidade à fratura.

1.1.8.4 – Resistência à ruptura transversal dos aços rápidos

A tenacidade nos aços rápidos é tratada considerando a habilidade destes materiais em se deformar antes da ruptura (ductilidade) e habilidade de resistir à deformação permanente (resistência elástica) conforme trabalho clássico (**Roberts e Grobe, 1947**). No meio industrial, estes conceitos são correlacionados com os resultados obtidos em ensaios de flexão, principalmente a resistência à ruptura transversal, cuja relação com a tenacidade à fratura estaria bem estabelecida, apresentaria menor dispersão dos resultados, além da maior facilidade de execução laboratorial (**Mesquita e Barbosa 2000**).

Contribui para este comportamento o fato de que para muitos pesquisadores (**Fischmeister e Olsson, 1980**) a tenacidade à fratura para aços rápidos com durezas acima de 60 HRC ser praticamente insensível à maioria dos

fatores metalúrgicos, devido à pequena zona plástica na ponta da trinca. Assim, baseado no conceito de mecânica da fratura, a tensão de resistência à flexão estaria associada ao valor de K_{IC} e, portanto, com a tenacidade do material (**Attlegård e Ekelund,**). Desta forma, a aplicação dos conceitos da mecânica da fratura, para alguns, “seria apenas uma forma onerosa de avaliar as propriedades dos aços rápidos”.

Entretanto, a idéia de que os resultados obtidos nos ensaios de flexão seriam suficientes para “simular” o estado de tensões na região de contato entre a ferramenta e o material, não é uma unanimidade. Estas condições, por outro lado, poderiam ser mais bem avaliadas a partir de ensaios de tenacidade à fratura no estado plano de deformação, uma vez que as condições na ponta de uma trinca se aproximariam do estado de tensão na região de corte, durante a operação (**Miihkinen e Pietikainen, 1986**). Além disso, os aços rápidos têm despertado interesse em aplicações outras que as usuais, como em rolamentos, onde a tenacidade e a resistência à fratura passam a ser determinantes. Daí a importância em se estudar a tenacidade à fratura bem como o papel dos diversos defeitos sobre o processo de fratura nestes materiais (**Amador et. al.**).

Por outro lado, esta discussão nos parece desnecessária e inócua, uma vez que os resultados originados dos dois métodos se complementam. A resistência à ruptura definiria a probabilidade de nucleação de uma trinca em concentradores de tensão inerentes ao material e ao processamento, enquanto que a tenacidade à fratura, estabeleceria a resistência que o material imporá ao crescimento desta mesma trinca, como discutido por Fischmeister e Olsson (**Fischmeister e Olsson, 1980**).

As características dos carbonetos primários (tamanho, distribuição e natureza) seriam muito importantes quando da nucleação de trincas durante solicitações monotônicas, estáticas, sem entalhe, como no caso da resistência à ruptura transversal, obtida em ensaios de flexão. Este fato pode ser comprovado pela razoável diferença entre os valores obtidos para a resistência à flexão de amostras de um mesmo aço, mas tirada de diferentes posições em relação à direção principal de deformação. A **figura 1.8** mostra o modelo proposto por Fischmeister e Olsson para explicar este comportamento. No caso da direção de carregamento ser perpendicular às estrias de carbonetos, isto é, à direção de deformação (LL), a trinca teria um caminho maior para avançar por entre os

carbonetos dentro de uma estria, antes de ser “parada” pela matriz (**Figura 1.8-a**). Por outro lado, no caso do carregamento paralelo à direção de deformação, determinando um plano de trinca transversal à direção de laminação (TT), o crescimento subcrítico seria bem menor (**figura 1.8-b**).

Figura 1.8— Modelo do crescimento de trinca em aços rápidos. (a) Carregamento perpendicular à direção de laminação; (b) carregamento paralelo à direção de laminação. Adaptada de Fischmeister e Ölsso (1980)

Num aço rápido submetido a diferentes graus de deformação, numa mesma condição de tratamento de têmpera e revenimento, a resistência à flexão é tanto menor quanto maior for o tamanho médio e mais heterogênea for a distribuição dos carbonetos primários (**figura 1.9**) (**Hellman et al. 1975**). Nesta mesma figura, pode-se notar que a tensão de escoamento não sofre influência do grau de deformação e que quanto mais grosseiro o material a ruptura se dá abaixo desta tensão.

Aços rápidos fundidos, por sua vez, apresentam limite de resistência à flexão entre 1.750 e 2.300 MPa (**Geller, 1978**), portanto bem abaixo dos valores apresentados pelo material trabalhado mecanicamente. Além disso, os valores diminuem à medida que o método de fundição muda de coquilha metálica com resfriamento forçado para molde de areia de fundição. Esta diferença entre os valores decorre não só dos defeitos de fundição, mas também se devem à heterogeneidade da microestrutura bruta, bem como ao aumento do tamanho dos carbonetos.

Os valores apresentados na **figura 1.9**, especificamente aqueles obtidos para maiores graus de deformação devem estar superavaliados, uma vez que no trabalho não se faz referência às correções do momento de resistência à flexão proposta por Geller (**apud Inesson e Hoyle, 1954**) e Inesson e Hoyle (1954). O mesmo acontece com o trabalho de Mesquita e Barbosa (**Mesquita e Barbosa 2000**). Em certos casos estes valores podem ser superestimados em até 50%.

Coincidentemente, os resultados de ensaios de tração apresentados por **Lou e Averbach (1980)**, mostram valores dos limites de resistência e de escoamento razoavelmente menores que os obtidos por flexão apresentados nos artigos citados.

Figura 1.9 – Variação da Resistência à Flexão com o grau de deformação do aço rápido AISI M2. Adaptada de **Hellman e Wissel (1975)**.

De qualquer forma, muitos trabalhos da literatura mostram que a resistência à ruptura transversal tende a diminuir com a dureza, ao contrário do limite de escoamento que tende a aumentar. Esta queda é tanto mais crítica se a dureza ultrapassar o patamar de 65 HR_C.

1.1.8.5 – Tenacidade à fratura dos aços rápidos

Inicialmente, a preocupação dos especialistas em aços rápidos era definir possíveis influências dos métodos de fabricação sobre a tenacidade à fratura (**Wronski et al., 1988; Lee e Worzala, 1981; Olsson e Fischmeister, 1978**). Outros trabalhos correlacionaram a tenacidade à fratura de diferentes aços rápidos (**Johnson, 1977**). Nestes trabalhos, a conclusão foi de que a tenacidade à fratura é fundamentalmente uma propriedade da matriz, isto é, depende das condições de têmpera e revenimento, comportando-se inversamente proporcional à dureza. Diversos aços rápidos tratados para durezas acima de algo em torno de 58 HR_C apresentariam valores de tenacidade à fratura estatisticamente idênticos (**figura 1.10**) (**Fischmeister e Olsson, 1980; Hellman e Wissel, 1975**). Estudos de fadiga nos aços rápidos M 50 e T1 (**Rescalvo e Averbach, 1979**), M2 e Matrix

II (Lou e Averbach, 1983) indicam que o controle do crescimento da trinca é feito pela matriz uma vez que, apesar da grande diferença entre as frações volumétricas de carbonetos nos aços citados, os valores de tenacidade à fratura encontrados eram da mesma ordem.

Figura 1.10 – Variação da tenacidade à fratura com a dureza de diversos aços rápidos. (a) Adaptada de Fischmeister e Olsson (Fischmeister e Olsson, 1980); (b) adaptada de Hellman (1975).

Por outro lado, num trabalho parecido, Kim e colaboradores (Kin *et al.*, 1982) encontraram resultados diferentes, em que na mesma condição de dureza, o aço Vasco MA (aço matriz) apresentou tenacidade bem maior que o aço M2. Uma explicação provável para isto está no fato o aço Matrix II apresentar em torno de 8,0% de cobalto em sua composição.

Este comportamento é atribuído às condições de plastificação na ponta da trinca, uma vez que a tenacidade à fratura é determinada pela capacidade de deformação plástica dentro da zona plástica à frente da trinca. Se por um lado isto explica o fato de que a tenacidade à fratura diminui à medida que aumenta a dureza nos aços rápidos, provavelmente consequência do aumento da precipitação de carbonetos, por outro também explica o fato de que mesmo em menores durezas a tenacidade também diminui com o aumento da precipitação de carbonetos decorrente de uma segunda austenitização (Ögel e Tekin, 1998).

Nas condições de tratamento térmico que proporcionam as durezas usuais dos aços rápidos, o tamanho da zona plástica seria muito pequeno, da ordem de $1,4\text{-}\mu\text{m}$, inferior à distância média entre os carbonetos primários. A trinca, portanto

não “enxergaria” os carbonetos não dissolvidos, uma vez que geralmente o espaçamento entre as estrias, nos aços convencionais fundidos e deformados, seria razoavelmente maior que a magnitude da plastificação (**figura 1.11**). Dessa forma se explicaria o fato de a superfície de fratura em aços convencionais ser indiferente às estrias dos carbonetos, não apresentando nenhuma direcionalidade em condições de alta dureza (**Fischmeister e Olsson, 1980**). O raio da zona plástica (r_y), segundo Irwin e McClintock (1965), pode ser assim equacionado:

$$r_y = K_{IC}^2 / (5,6 \sigma_{YS}^2) \quad (1.2)$$

onde K_{IC} é a tenacidade à fratura do material no estado plano de deformação; σ_{YS} é o limite de escoamento do material.

Em situações onde as frações volumétricas destes carbonetos primários são semelhantes, resultados distintos de tenacidade à fratura estão ligados às dimensões da zona de intensa atividade plástica (**figura 1.11**). Segundo Rice e Johnson, o que define o crescimento da fratura, num material que apresenta matriz tenaz, é a relação entre o raio da zona de intensa deformação (r_{is}) e a distribuição dos entes microestruturais. Desta forma, quanto menor o espaçamento entre os carbonetos, menor será a tenacidade à fratura.

$$r_{is} = K_{IC}^2 / \sigma_{YS} E \quad (1.3)$$

onde E é o módulo de elasticidade do material.

Isto explica o fato de num mesmo aço a tenacidade à fratura diminuir com o aumento da dureza. Esta aumenta à medida que aumenta a temperatura de austenitização, uma vez que, quanto maior a temperatura de austenitização maior a precipitação de carbonetos durante o revenimento e, portanto, menores seriam os espaços entre estes carbonetos. Também explica o fato de que quanto maior a temperatura de revenimento maior a tenacidade à fratura, em função do aumento do tamanho e da distância entre partículas (**Miihkinen e Pietikainen, 1986**).

Estes argumentos também explicam o fato de a tenacidade à fratura em aços sinterizados ser menor que a dos aços convencionais (**Hoyle, 1988; Horton e Child, 1983**). O mesmo pode ser dito do estudo da tenacidade à fratura à quente do aço M2 (**Guest, 1980**), que após um máximo diminui com a temperatura, apesar da diminuição da dureza à quente. A explicação provável é que ocorra a precipitação de finíssimos carbonetos terciários, diminuindo o caminho livre de trinca.

Figura 1.11 – Variação do tamanho da zona plástica e da zona de intensa deformação com a dureza e comparação entre o tamanho destas zonas, calculados a partir dos conceitos da MFLE e a distância média entre os carbonetos presentes em aços rápidos (**Fischmeister e Olsson, 1980**).

Portanto, a tenacidade à fratura está intimamente ligada ao espaçamento entre partículas (λ). Se o raio da zona plástica é maior que esta distância, ou seja, contém os carbonetos frágeis que estabelecem caminhos preferenciais de crescimento da trinca, a tenacidade é mais baixa. Para uma mesma dureza, a tenacidade à fratura pode até duplicar caso a zona plástica esteja aquém do espaçamento entre partículas. No primeiro caso o tamanho da zona plástica varia de 5 a 11 μm enquanto o espaçamento está numa faixa maior (8 – 13 μm) e no segundo caso, a zona plástica estimada é da ordem de 2,5 μm enquanto o espaçamento é da ordem de 1,5 μm . Desta forma é possível estabelecer uma distribuição ótima, capaz de proporcionar uma máxima tenacidade à fratura, para uma dada composição química.

Além dos carbonetos, outros componentes microestruturais influenciam a tenacidade à fratura. Estudo do aço M2 e do aço matriz VASCO-MA (**Kim et al., 1982**) submetidos a diversos ciclos térmicos mostram que a tenacidade à fratura é menor em menores temperaturas de austenitização, apesar da diminuição da dureza. Este comportamento foi devido à precipitação de carbonetos nos contornos dos “feixes” de martensita, uma vez que a fratura foi transgranular. Além disso, aumentos no tamanho de grão, obtidos a partir de dupla austenitização, de 15 para 30 microns representaram ganhos de até 3,0 $\text{MPa.m}^{1/2}$ na tenacidade à fratura, apesar do aumento da dureza. Nas mesmas condições de dureza, o aço VASCO-MA, que apresenta frações de carbonetos primários da

ordem de 1%, tem tenacidade à fratura de até 7,0 MPa x m^{1/2} acima do aço M2, que apresenta até 10 % em volume de carbonetos não dissolvidos.

Estudos com o aço SKH9 (similar ao AISI M2), apresentando diferentes condições de distribuição e morfologia dos carbonetos primários - obtidas a partir de diferentes tamanhos de lingote, diferentes graus de redução e ciclos térmicos diversos - mostram resultados, que em princípio contradizem a hipótese de que a tenacidade à fratura só depende das propriedades da matriz (**Kiyonaga, 1971**). Para os mesmos níveis de dureza e condições de tratamentos térmicos, os melhores resultados para as propriedades mecânicas avaliadas, inclusive a tenacidade à fratura, foram obtidos nas situações em que os carbonetos primários se apresentavam maiores, homoganeamente distribuídos e com maior grau de esferoidização.

Se por um lado a estrutura bruta de fundição influencia e muito a resistência à ruptura transversal, por outro tem menor influência sobre a tenacidade à fratura destes materiais. Na **figura 1.12** fica claro que a tenacidade destes materiais diminui pouco com a dureza. Além disso, mostra que os materiais fundidos apresentam valores de tenacidade à fratura similares ou até mesmo maiores que os aços trabalhados, nas condições de dureza mais elevadas.

As considerações acima levantadas limitam, portanto, as considerações de parte da literatura (**Karagöz e Fischmeister, 1987; Lou e Averbach, 1983; Lee e Worzala, 1981; Fischmeister e Olsson, 1980**), segundo as quais a tenacidade à fratura é praticamente independente da distribuição e tamanho dos carbonetos primários, sendo determinada basicamente pelas características da matriz martensítica, endurecida pela precipitação de finíssimos carbonetos durante o revenimento. Além disso, mesmo que o determinante seja as características da matriz, por outro lado a fração volumétrica, o tamanho e, por consequência, a distância entre os carbonetos também exercem influência mesmo que indireta sobre a tenacidade à fratura, uma vez que interferem na quantidade de matriz livre à frente da trinca (**Horton e Child, 1983**). Este mesmo raciocínio foi estabelecido por Poech e colaboradores (**1990**) para o aço sinterizado T15.

Figura 1.12 – Comportamento da tenacidade à fratura de aços ferramentas em diferentes estágios de conformação mecânica, inclusive no estado fundido (Broekman, 1996; Berns, 1996).

1.1.8.6 - Relação entre a tenacidade à fratura e a resistência à ruptura transversal

A relação entre a tenacidade à fratura e a resistência à ruptura transversal pode ser obtida a partir dos conceitos da MFLE. Esta é determinada pela influência de trincas ou defeitos microestruturais pré-existent, capazes de nuclearem trincas quando o material for solicitado mecanicamente (Fischmeister e Olsson, 1980). A ruptura do material ocorrerá se a tensão local, próxima destes defeitos for suficiente para provocar o crescimento instável da trinca. A tensão necessária relacionada ao tamanho do defeito é a seguinte:

$$s_c = K_{IC} / \sqrt{a/Q} \quad (1.4)$$

onde a é o tamanho de trinca crítica; Q é uma constante que depende da geometria do defeito e da relação entre a tensão nominal e limite de escoamento do material. Teoricamente, para um defeito interno circular $Q=0,70$ e para um defeito superficial semicircular $Q=0,58^6$, desde que o modo de carregamento seja I. A figura 1.13 apresenta esta relação.

Este modelo explica o fato de materiais mais deformados, isto é, que apresentam carbonetos primários menores; e materiais produzidos por compressão isostática a quente (HIP), isto é, que apresentam percentuais menores de porosidades, apresentarem maiores resistências à flexão, apesar de menor tenacidade à fratura. Ou seja, o que controla este processo é a nucleação,

⁶ Olsson e Fischmeister (1978) mostram outro modelamento ($s_c = K_{IC} / \sqrt{a.Q}$) no qual $Q=1,26$ (defeito interno circular) e $Q=1,43$ (defeito superficial). Neste mesmo trabalho é apresentado outro valor de Q ($Q=2,2$, se o defeito for um poro).

que será tanto mais facilitada quanto maiores forem os carbonetos e mais críticos forem os defeitos oriundos dos processos de fabricação: porosidades, micro-rechupes etc.

Figura 1.13– Relação entre a Resistência à Ruptura Transversal Normalizada e o tamanho de defeito efetivo em aços rápidos

1.1.8.7 - Efeito dos tratamentos prévios sobre as propriedades dos aços rápidos.

Lee e colaboradores (**Lee et. al., 1998**), estudando aços obtidos pelo processo Osprey, verificaram que, contraditoriamente com outros trabalhos (**Riedl et. al., 1986**), a presença de M_2C é deletéria às propriedades mecânicas (resistência à ruptura transversal e à deflexão sob flexão). Os materiais obtidos a partir de um superaquecimento maior, isto, cujo carboneto eutético é o M_6C apresentaram estrutura final mais heterogênea e apresentaram melhor comportamento.

Pacyna (**Pacyna, 1988**) indica que a diminuição na dispersão dos carbonetos não dissolvidos incorre no aumento da tenacidade à fratura dos aços rápidos. Estes não jogariam papel determinante na nucleação, fortemente influenciada pelos defeitos superficiais da usinagem do material, mas no avanço de trincas. Estes, dependendo de sua localização no campo de tensões e nas condições de máxima dureza se constituiriam em defeitos super-críticos, com tamanhos variando entre $9,8 \mu m$ e $11,8 \mu m$. Desta forma, é preciso controlar o tamanho máximo destes carbonetos para valores abaixo dos estabelecidos como críticos. Como nos aços rápidos tratados para máxima dureza, o processo de

crescimento de trinca está associado a uma plastificação localizada da ordem de 5 μm de diâmetro, a presença de carbonetos maiores que esta plastificação pode criar caminhos preferenciais para o avanço da trinca associada.

O tratamento por longos tempos em temperatura da ordem de 800 $^{\circ}\text{C}$, previamente ao processo de têmpera e revenimento, sem, entretanto, atingir as dimensões críticas apresentadas acima, pode significar o aumento na tenacidade à fratura. Entretanto, este comportamento, segundo Pacyna (**Pacyna, 1988**), também pode estar ligado à saturação da matriz quando da austenitização, pois ocorre a mudança química dos carbonetos tratados, diminuindo sua estabilidade. Comprovaria isto o fato de a tenacidade ser máxima a 4 h de tratamento e diminuir para o tempo de 32 h, no aço M2. A tenacidade do aço T1 cai, demonstrando a maior estabilidade de seus carbonetos.

El-Ghazaly et al. (**El Ghazaly, et. al., 2001**) estudando aços da família T experimentais no estado fundido com diferentes teores de W, V e Co mostram que tratamentos térmicos de transformação da estrutura dos carbonetos eutéticos nem sempre atuam no sentido de aumentar a energia absorvida sob impacto. Na condição de menor teor de tungstênio, vanádio e cobalto, o tratamento prévio de esferoidização representou ganhos de até 15% na tenacidade em relação ao material tratado normalmente, enquanto que na situação oposta, não ocorreram ganhos significativos, mas até mesmo a deterioração desta propriedade. Neste caso, os carbonetos interdendríticos além de mais estáveis, apresentariam tamanho maior, com duas conseqüências negativas para o processo de fratura: criação de caminhos preferenciais para o trincamento (carbonetos) e aumento do tamanho de grão.

1.2 - Mecânica da fratura linear elástica (MFLE)

1.2.1 - Introdução

Quando um certo material apresenta baixa capacidade de se deformar plasticamente este não é capaz de relaxar tensões concentrada nas proximidades de defeitos nele contidos. Dessa forma, uma trinca presente na sua estrutura se propagará de forma repentina, rápida e instável, acompanhada de deformação plástica localizada ao redor de sua frente (ponta) muito pequena, resultando numa fratura frágil (**Meyers e Chawla, 1984**). Neste contexto se inserem os conceitos da mecânica da fratura linear elástica (MFLE).

Este segmento das ciências dos materiais se baseia em duas hipóteses básicas: i) um dado corpo sempre contém defeitos estruturais internos ou superficiais; ii) e apresenta comportamento linear elástico isotrópico. Este comportamento linear elástico pode ser obtido de três formas distintas: aumento da taxa de deformação; diminuição da temperatura durante a solitação; e estado plano de deformação (triaxialidade de tensões). Ou seja, em condições ambientais e do estado de tensões e carregamento onde a deformação plástica localizada à frente da trinca seja restringida, tanto pela redução da mobilidade de discordâncias, quanto pela redução da tensão de cisalhamento máxima.

Matematicamente, a MFLE define relações entre o carregamento ao qual um dado corpo mecânico é submetido e as dimensões dos defeitos que este corpo contém, determinando o campo de tensões nas proximidades destes defeitos (**Anderson, 1991**). Este campo de tensões no plano à frente da ponta de uma trinca (**figura 1.14**), num material linear elástico isotrópico, submetido a um carregamento perpendicular (modo I de carregamento) a este plano pode ser assim definido:

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) \quad (1.5)$$

onde σ_{ij} é um tensor de tensão definido nas coordenadas i e j ; $f_{ij}(\theta)$ é uma função do ângulo θ ; K_I é o fator de concentração de tensões na ponta da trinca, a partir do qual pode se definir componentes de tensão, deformação e abertura da trinca como uma função de das coordenadas r e θ .

Por outro lado, é possível estabelecer uma relação entre o fator de intensificação de tensão e uma tensão remota aplicada, considerando uma placa infinita. Se todos os componentes de tensão locais forem proporcionais à tensão remota, K será também proporcional a σ . E através de considerações oriundas das teorias da elasticidade, pode-se estabelecer uma relação que também envolva o tamanho de trinca, na condição mais comum em que o esforço externo seja perpendicular ao plano desta trinca (modo de carregamento I) (**Anderson, 1991**):

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} Y \quad (1.6)$$

onde Y é função da geometria do sistema mecânico.

Figura 1.14 - Campo de tensões atuando sobre um elemento localizado à frente de uma trinca.

1.2.2 - Tenacidade à fratura

A MFLE define como propriedade de um certo material a força necessária para que uma trinca nele existente aumente de tamanho, desde que esta força independa das características geométricas e de sollicitação a que este material esta sendo submetido (**Anderson, 1990**). Griffith tratou esta força necessária para o incremento de uma trinca como a energia despendida neste incremento, isto é, como o potencial para o crescimento desta trinca. Ele estabeleceu que para ocorrer o crescimento de trinca basta que a energia requerida para formar uma trinca adicional de tamanho $a+da$ possa ser proporcionada pelo sistema (**Broek, 1991**). Tem-se uma situação crítica quando:

$$d(U - F + W) / da = 0 \Rightarrow d(F - U) / da = dW / da \quad (1.7)$$

onde U é a energia elástica contida na chapa, F é o trabalho realizado pela força externa e W é a energia para a formação da trinca.

Ou seja, se a taxa de liberação de energia ou força de extensão da trinca ($G=d(F-U)/da$) tornar-se igual à força de resistência desta trinca ($R=dW/da$), a extensão da trinca pode ocorrer (**figura 1.15**).

O fator de intensificação de tensões (K) pode ser relacionado com a taxa de liberação de energia (G) (Anderson, 1991):

$$G = K_I^2 / E' \quad (1.8)$$

onde E' é o módulo de elasticidade do material que depende do estado de tensões ($E/(1-\nu^2)$, se estado plano de deformação; E , se estado plano de tensão).

Figura 1.15 – Relação entre G e R num processo controlado pela deformação.

Se o estado de tensão é o plano de deformação e R é aproximadamente independente do comprimento de trinca, a taxa de liberação de energia crítica (G_c) e, por consequência o fator de intensificação de tensões crítico (K_{IC}) podem ser tomadas como propriedades do material. Estas considerações, entretanto, tem limitações e só seriam irrefutáveis se avaliado um material idealmente frágil, como vidro, onde a energia para o crescimento da trinca corresponde apenas à energia superficial associada às novas superfícies livres de trinca criadas neste crescimento.

1.2.3 - Limitações da MFLE

Nos materiais de engenharia, por outro lado, estes conceitos são uma aproximação e tem validade limitada. De acordo com Irwin e Orowan, nos metais, além da energia consumida para formar novas superfícies livres de trinca o sistema diminui sua energia através da deformação plástica localizada à frente da trinca (zona plástica) durante a propagação da trinca (**Anderson, 1990**). A equação 1.5 indica que a tensão na ponta da trinca é proporcional a $1/\sqrt{r}$ e tende para o infinito quando r tende a zero, o que é inconsistente com as observações reais. Esta inconsistência entre a matemática e o fenômeno físico é por si só, uma demonstração da presença desta zona plástica (**figura 1.16**). Em outras palavras, na maioria dos materiais, um escoamento local ocorre na ponta da trinca, “relaxando” as tensões ali presentes. Matematicamente isto pode ser demonstrado tomando por base a chamada aproximação de Irwin, que estabelece como tamanho efetivo da zona plástica, para um estado plano de deformações:

$$r_y = \frac{1}{6p} \left(\frac{K_{IC}}{s_{ys}} \right)^2 \quad (1.9)$$

onde K_{IC} é a tenacidade à fratura do material no estado plano de deformação; σ_{YS} é o limite de escoamento do material.

A MFLE terá validade enquanto esta zona plástica for pequena se comparada com o tamanho da trinca que a origina (**Broek, 1991**). Este é o caso em materiais onde a fratura ocorre em tensões apreciavelmente abaixo do limite de escoamento e sob condições de deformação plana⁷. Estas considerações teóricas acrescidas de observações experimentais dos resultados de tenacidade à fratura de diversos materiais estabelecem que K_I pode ser tomado com K_{IC} desde que o tamanho de trinca e as dimensões do elemento analisado atendam a relação (**Anderson, 1991, Meyers e Chawla, 1984; Broek, 1991; ASTM, 1991**):

$$B \approx (W - a) \approx 2.5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{YS}} \right)^2 \quad (1.10)$$

onde W é a largura do corpo de prova e $(W - a)$ é o ligamento remanescente deste.

Nas situações em que as condições acima estabelecidas não são atendidas, os conceitos da mecânica da fratura elasto-plástica devem ser utilizados. Estes conceitos não são objeto de análise neste trabalho. A **figura 1.16** mostra as condições de plastificação em que cada conceito é aplicável.

Figura 1.16 – Tamanhos da zona plástica nas condições em que são válidas as considerações da MFLE e MFEP.

⁷ O tamanho da zona plástica estimada para os aços rápidos é da ordem de $1,4\mu\text{m}$ (**Fischmeister e Olsson, 1980**), enquanto que o estimado para cerâmicas estruturais é menor que $1\mu\text{m}$ (**Sakai e Bradt, 1993**).

1. 2.4- Metodologias utilizadas na determinação da tenacidade à fratura

Várias são as configurações de ensaios utilizados na avaliação da tenacidade à fratura dos materiais de alta resistência. Sakai e Bradt (**Sakai e Bradt, 1993**) descrevem resumidamente estes procedimentos utilizados especialmente para materiais cerâmicos. Em se tratando dos metais, existem basicamente duas metodologias: a primeira, mais largamente difundida, aqui chamada de convencional, cujos critérios estão descritos na norma ASTM E 399/91(**ASTM, 1991**); e uma outra, que utiliza corpos com entalhe *chevron*, detalhada na norma ASTM E1304-97 (**ASTM, 1989**).

1. 2.4.1 – Metodologia convencional

Na metodologia convencional se supõe que uma trinca (pré-existente e estática) atinja a instabilidade sob tensões crescentes sem crescimento estável (ou com crescimento estável desprezível). Esta pré-trinca, geralmente, é introduzida por fadiga a partir de um entalhe inicial e deve ter dimensões cuja relação entre o tamanho desta pré trinca (a) e a largura do corpo (W) esteja no intervalo de 0,45 a 0,55. O carregamento se dá no modo I (modo de abertura, normal às faces da trinca) e pode ser executado tanto por flexão em três pontos ou utilizando corpos de prova compactos. As dimensões destes corpos de prova, independente da configuração do ensaio, necessariamente devem atender aos preceitos da mecânica de fratura linear elástica e a relação entre a largura (W) e a espessura (B) seja 2 (no caso de corpos de prova com $B > 12,7$ mm e 4 quando $B < 12,7$). No ensaio os corpos de prova são submetidos a carregamento até a sua fratura e se obtém uma curva carga *versus* deslocamento da linha de carregamento (**Anderson, 1991; ASTM, 1991**).

Como boa parte dos materiais de engenharia não se comporta de forma perfeitamente elástica algum deslocamento decorrente de eventos plásticos (ou inelásticos) poderá ocorrer. Desta forma é necessário que se tenha algum critério para que se possa ajustar o desvio da linearidade elástica, de acordo com os conceitos da MFLE. Por isso, antes de se calcular o K_{IC} é necessário se calcular uma tenacidade à fratura condicional K_Q (**ASTM, 1991**):

$$K_Q = P_Q / BW^{3/2} \times f(a/W) \quad (1.11)$$

onde B é a espessura do corpo de prova, W é sua largura; a o comprimento da trinca; $f(a/W)$ é uma função adimensional dependente da configuração do ensaio, expressa por polinômios estabelecidos a partir da flexibilidade (“*compliance*”)⁸ do material; P_Q é definida graficamente a partir das curvas obtidas durante o ensaio (**figura 1.16**).

O método gráfico estabelece os limites de validade da MFLE através da introdução de uma secante a partir da origem, inclinada de 95% da inclinação inicial da curva P versus v , ou seja, da inclinação que corresponde ao regime elástico. Esta inclinação corresponde a um crescimento de trinca de cerca de 2% do ligamento remanescente em um corpo de prova onde $a/W=0,5$. Onde esta secante tocar o gráfico tem-se P_5 , isto é, a máxima carga antes do desvio da linearidade, que estabelece uma tenacidade à fratura condicional K_Q , dentro dos parâmetros da MFLE.

Para curvas do tipo I (**figura 1.17**), onde o desvio da linearidade ou é inexistente ou é muito pequeno, tem-se que $P_Q=P_5$. Numa situação deste tipo tem-se que não se leva em conta todo o crescimento estável de trinca, de forma a ser possível a sub-avaliação da tenacidade à fratura. No caso da curva II uma pequena instabilidade no crescimento da trinca chamado de “*pop in*” ocorre antes do desvio da linearidade, isto é, antes do crescimento estável da trinca (**Weaver**).

O fenômeno do “*pop-in*” tem origem em tensões residuais que elevam, num dado instante, a energia armazenada no sistema, aumentando com isso o potencial para criação de superfície de trinca, nos moldes da teoria de fratura clássica, ou seja, é precedido por um repentino aumento na flexibilidade (“*compliance*”) à frente da trinca (**Weaver**). P_Q é definido no momento em que o fenômeno ocorre, ou seja, numa carga abaixo daquela necessária para o crescimento instável da trinca. Já a curva III mostra um material que se fratura

⁸ Não existe um termo em português que expresse rigorosamente, do ponto de vista da tenacidade à fratura, o sentido depreendido do inglês para “*compliance*”. A tradução literal, isto é, submissão, utilizado por Meyers e Chawla (**1984**) nos parece pouco consistente. Além disso, não existe um consenso entre os engenheiros sobre a tradução deste termo. Segundo o Prof. Dr. Lindenberg Neto (**2001**), na área de estruturas (PCI/EPUSP), o termo “*compliance*” é utilizado sem qualquer tradução. Por outro lado, Bittencourt *et. al.*, (**2000**) usa o termo flexibilidade no estudo da tenacidade à fratura de concretos estruturais. O Prof. Dr. Ferreira (**2001**) utiliza esta mesma terminologia no estudo dos metais, com a ressalva de que sempre à frente do termo flexibilidade aparece o termo *compliance* entre parênteses.

antes que ocorra o desvio da linearidade e, portanto $P_Q = P_{max}$. Atendidos os requisitos acima (regra da secante, relação entre tamanho e tenacidade à fratura, relação $P_{máx}/P_Q$) o ensaio é tido como válido e K_Q pode ser tomado como K_{IC} .

Figura 1.17 – Curva Carga x Deslocamento (ASTM, 1991).

1. 2.4.1.1 - Pré-trincamento

Convencionalmente, o pré-trincamento é feito por fadiga. Utilizam-se intensidades de tensão na ciclagem ($K_{máx}$) de no máximo $0,8 K_{IC}$, no início e de $0,6 K_{IC}$ no final do processo, além de se utilizar amplitudes de carga que obedecem à relação R ($P_{MIN}/P_{MÁX}$) baixa, da ordem de no máximo $0,1$. Este procedimento é realizado para evitar grandes plastificações à frente da trinca e, com isso, obter uma trinca a mais aguda possível (ASTM, 1991). Em materiais de maior tenacidade à fratura este procedimento, apesar de demorado e oneroso, é de fácil controle, entretanto, para materiais que apresentam grande resistência mecânica acompanhada de comportamento intrinsecamente frágil, o processo de obtenção das pré-trincas é uma tarefa difícil (Boccalini, 1998; Almonu e Roebuck, 1977; Eriksson, 1975).

Um método alternativo de pré-trincamento em materiais frágeis, utilizado em importantes trabalhos sobre a tenacidade à fratura de aços rápidos (Ögel e Tekin, 1998; Miihkinen e Pietkainen, 1986; Shelton e Wronski, 1983; Lee e Worzala, 1981; Fischmeister e Olsson, 1980; Olsson e Fischmeister, 1978), foi desenvolvido por Harris e Dunegan (Harris e Dunegan, 1969). Neste método a pré-trinca é introduzida por impacto e impedida de crescer catastroficamente pela ação de um campo compressivo introduzido por esforços externos (figura 1.18-a). A altura de queda e o peso do corpo impactante, ou seja, a energia de

trincamento varia com a resistência do material (**figura 1.18-b**). Em linhas gerais, a trinca vai começar a parar na posição em que a superposição das tensões originada pelo impacto no entalhe *chevron* e originada pela tensão de compressão resultar num fator de intensificação de tensões médio igual ao fator crítico ($K'=K_C$). Desta forma, como mostra Eriksson (1975) e Olsson e Fischmeister (1978), a energia necessária para introduzir a pré-trinca por impacto será tanto menor quanto menor for a tenacidade à fratura.

Figura 1.18 - Dispositivo para introdução de pré-trinca em materiais metálicos frágeis. (a) Esquema de pré-trincamento; (b) Variação da energia requerida para o pré-trincamento com a resistência do material (**Eriksson, 1975**).

Esta metodologia foi “validada” por Eriksson (**Eriksson, 1975**) que demonstrou a plena correlação deste método com os valores de tenacidade à fratura obtidos em corpos de prova pré-trincados convencionalmente.

II.2.2.2 – Metodologia *chevron*²

O processo de obtenção das pré-trincas em materiais extremamente frágeis é uma tarefa difícil. Em experiências realizadas no IPT pelo Dr. Mário Boccalini Jr., utilizando amostras extraídas de cilindros de laminadores com composição semelhante às de um aço rápido (“*multicomponent alloy*”), não foi possível controlar o crescimento das trincas de fadiga. O material comportou-se

² Este método recebe várias denominações na literatura: “ensaio Barker” (Espanhóis), corpo de prova com entalhe em V - CEV (**Bittencourt, 2000**), *chevron* (*short rod e short bar*) (**Barker, 1977**) Terratek, ([site, www.terratek.com](http://www.terratek.com)); CHV (**Sakay e Bradt, 1993**). Neste trabalho será utilizada a denominação metodologia *chevron* e a tenacidade à fratura obtida a partir deste método será designada por K_{ICV} , onde o V representa a forma do entalhe *chevron*.

de forma semelhante às cerâmicas estruturais, quebrando catastroficamente durante a realização da pré-trinca (**Boccalini Jr., 1997**).

A metodologia *chevron* foi desenvolvida para contornar a dificuldade apontada acima, ou seja, permitir a fácil determinação da tenacidade à fratura em materiais frágeis (**Barker e Barata, 1980, ASTM, 1989**). Teve origem nos trabalhos de Nakayama (**Nakayama, 1965**), para a medição da energia de fratura em refratários cerâmicos, isto é, materiais frágeis policristalinos. Desenvolvimentos posteriores, devido a Pook (**Pook, 1972**), Blum (**Blum, 1975**), Munz (**Munz, 1980; 1981**) e Barker (**Barker, 1983; 1980; 1979; 1977**) dentre outros definiram as configurações que possibilitam o uso desta metodologia para diversos materiais.

Além de eliminar a pré-trinca por fadiga, tem outras importantes vantagens em relação à metodologia convencional: facilita a determinação da tenacidade à fratura, uma vez que só se necessita da carga máxima do ensaio; necessita de corpos de prova menores, com cerca de 40% da espessura e 2% do peso dos corpos de prova convencionais, diminuindo os custos do ensaio (**Barker, 1980**); menores tempos de ensaio (5 a 20 minutos) se comparados com o tempo gasto no pré-trincamento. Ensaio comparativos feitos em diversos laboratórios simultaneamente com diversos materiais e diversas configurações de corpos de prova comprovaram haver uma boa correlação entre o K_{ICV} e o K_{IC} (**Newman, 1983**). Desta forma, este método vem sendo usado como uma forma rápida e econômica de se avaliar a tenacidade à fratura dos mais diversos materiais como aços de alta resistência e baixa liga (**Ray et. al., 1994**), cerâmicos (**Anderson, 1994, ASTM C 1421, 99**), compósitos de matriz metálica, carbonetos sinterizados (**ASTM B 771, 97**) concreto para construção civil (**Bittencourt et. al., 2000**) e aços rápidos (**Guest, 1980**).

A literatura descreve três configurações de ensaio utilizados na metodologia *chevron*: corpos curtos de seção circular (**Barker e Barata, 1980; Munz, 1981; Barker, 1984; Shanon e Munz, 1984; Hong e Schwarzkopf, 1984; Shanon et. al., 1982**), de seção retangular (**Shanon e Munz, 1984; Escheweiler et. al, 1984; Munz et. al, 1980**), flexão em três pontos (**Shang-Xian, 1984; Shang-Xian-B, 1984**) quatro pontos (**Munz et. al., 1980; Withey e Bowen, 1990**).

Dada à sua configuração (**figura 1.19**), a trinca nucleia na ponta afiada do entalhe *chevron*, mesmo com pequenos carregamentos, pois aí existe uma enorme concentração de tensão. E como o entalhe tem um formato em V, isto é, apresenta largura crescente, a trinca cresce estavelmente com o aumento da carga, sem a necessidade de um pré-trincamento. Isto é possível, pois à medida que o carregamento progride, a concentração de tensão vai diminuindo até atingir um mínimo, onde se tem a máxima carga no ensaio. Isto é verdadeiro para materiais que apresentam uma curva de resistência à propagação de trinca em função do comprimento da trinca (curva R) plana (constante) ou quase plana (**figura 1.20-a**).

Figura 1.19 – Corpos de prova *chevron* curtos (**ASTM, 1989**). (a) Características geométricas gerais; (b) Detalhe da geometria do entalhe.

Nas condições em que a curva R é plana, basta medir a carga máxima para calcular a tenacidade (**Barker e Barata, 1980**). No entanto, a maioria dos materiais de engenharia, especialmente os metais, apresenta curva de resistência à propagação de trinca crescente com o aumento da trinca. Neste caso, para o entalhe *chevron*, a carga correspondente ao tamanho crítico da trinca, não corresponde à carga máxima durante o ensaio (**figura 1.20-b**).

Figura 1.20 – Curvas R. (a) plana, típica de materiais idealmente frágeis; (b) típica de materiais de engenharia.

A equação que permite determinar a tenacidade à fratura obtida através da metodologia *chevron* pode ser derivada a partir da avaliação do trabalho irreversível (ΔW) e de suas relações com a energia liberada durante o crescimento desta trinca (G_{IC}):

$$\Delta W = G_{IC} \cdot b \Delta a \quad (1.12)$$

onde b é a largura da frente de trinca num dado instante do ensaio.

No caso de um material idealmente frágil (**figura 1.21-a**) o trabalho irreversível (ΔW) realizado para estender estavelmente uma dada trinca num corpo com entalhe *chevron* é :

$$\Delta W = \frac{1}{2} P \cdot \Delta x \quad (1.13)$$

onde Δx é a distância entre os ciclos de carregamento na região de máxima carga (P).

Figura 1.21 – Comportamento dos ciclos de carregamento e descarregamento num ensaio *chevron*. (a) Material idealmente frágil; (b) material que apresenta plastificação elevada na ponta da trinca.

A variação da flexibilidade (Δc) entre A e B é:

$$\Delta c = \Delta x / P \quad (1.14)$$

Relacionando a equação 1.14 com a equação 1.13 tem-se que:

$$\Delta W = \frac{1}{2} P^2 \cdot \Delta c \quad (1.15)$$

E relacionando a equação 1.15 com a equação 1.12 vem que:

$$G = (P^2 / 2B) x \frac{dC}{da} \quad (1.16) \text{ (Irwin e Kies, 1956)}$$

E como

$$G_I = K_I^2 / E \quad (1.17)$$

e tomando $\Delta c \rightarrow 0$ e $\Delta a \rightarrow 0$ temos que:

$$K_{ICV} = \frac{P_{Máx}}{B\sqrt{W}} Y_C * \quad (1.18)$$

onde: K_{ICV} é a tenacidade à fratura do material, medida pela metodologia *chevron*; $P_{MÁX}$ a carga máxima obtida durante o ensaio; B e W dimensões dos corpos de prova e $Y_C *$, o fator de intensificação de tensão geométrico mínimo, definido pela geometria do corpo de prova, ou seja, independente do material.

Já para os materiais de engenharia que apresentam atividades inelásticas durante o crescimento de trinca **(figura 1.20 – b)** pode-se mostrar que Barker **(1979)**:

$$G = \left(\frac{(1+p)}{(1-p)} \right) \left(P^2 / 2B \right) x \frac{dC}{da} \quad (1.19), \text{ logo:}$$

$$K_{ICV} = \frac{P_{Máx}}{B\sqrt{W}} \left(\frac{1+p}{1-p} \right)^{1/2} Y_C * \quad (1.20)$$

Na prática a norma ASTM 1304-89 **(ASTM, 1989)** sugere que se faça pelo menos dois ciclos de carregamento e descarregamento da carga durante o ensaio, antes e depois de chegar na carga máxima, para se definir o grau de plasticidade (p) do corpo de prova **(Barker, 1979)**, uma vez que esta é definida pela relação entre distancia entre as tangentes médias de dois ciclos adjacentes de descarregamento/carregamento tomada na abscissa, isto é, com carga nula (Δx_0) e a tomada no ponto médio das cargas máximas de cada um dos ciclos de carregamento e descarregamento (Δx) **(figura 1.22)**. Ou seja: $p = \Delta x_0 / \Delta x$.

Se p tende a zero, tem-se a situação em que nenhuma atividade inelástica esteve presente durante o ensaio; do outro extremo, se p tende a unidade, tem-se a situação hipotética de que toda a energia presente no sistema foi consumida em deformação plástica e nenhuma superfície de trinca foi criada. No primeiro caso se aplicam plenamente os conceitos da mecânica da fratura linear elástica.

Baker avaliou que variações de p entre $-0,05$ e $0,10$ ¹⁰ permitem que ainda sejam atendidas as considerações da MFLE, desde que se aplique uma correção

¹⁰ A norma ASTM E771-87, que trata da tenacidade à fratura de carbonetos de tungstênio sinterizados toma o intervalo $-0,15 \leq p \leq 0,15$. A norma ASTM C1421-99, que trata dos cerâmicos não propõe a correção dos fenômenos inelásticos. Bittencourt e colaboradores **(2000)** apresentam resultados para concretos

da “*plastificação*” do material. A norma ASTM E1304 – 97, por sua vez, utiliza esta faixa de valores de p apenas como um parâmetro de validação do ensaio, não recomendando a correção do valor da tenacidade à fratura. A norma ASTM C1421-99, por outro lado, estabelece o uso da correção plástica (ou inelástica) do valor da tenacidade à fratura. No caso de ensaios em concreto Bittencourt e colaboradores (2000) também utilizam a correção “inelástica”, mas enfatiza ao final do trabalho a necessidade de mais estudos para garantir a acuracidade do método e superar a “subjetividade de análise”.

O fator Y_C * pode ser definido pelo método da “*compliance*” (Sakai e Bradt, 1993; Munz et. al, 1980; Bubsey et. al., 1982; Shang-Xian, 1983) e através de métodos numéricos (Beech e Ingrafea, 1982, Newman, 1983). Além do método experimental da flexibilidade (“*compliance*”) proposto por Barker, Munz propôs, um tratamento diferente, em que tomou como similares a flexibilidade do corpo de prova *chevron* e a flexibilidade do corpo de prova com entalhe reto. Este modelo é largamente citado e é conhecido como o STCA (*Straight Through Crack Assumption*). Os resultados experimentais confirmaram esta possibilidade, uma vez que o erro inerente a esta aproximação foi da ordem de 1,0 %. Neste caso, o tratamento analítico da variação da flexibilidade do sistema com o tamanho da trinca, a partir dos conceitos de taxa de liberação de energia durante o crescimento de uma trinca (G) proposta por Irwin apenas acrescenta à formulação para o corpo de prova com entalhe reto (equação 1.21) as correções geométricas próprias do entalhe *chevron*.

$$Y_C = \left\{ \frac{1}{2} \frac{dC_s(a)}{da} \right\}_{a=a_c}^{1/2} \quad (1.21)$$

onde α representam a relação adimensionais entre o tamanho da trinca e o comprimento do corpo de prova e $C_s(\alpha)$ a “*compliance*” do corpo de prova *chevron*.

Para o caso do entalhe *chevron*, basta uma correção para o formato do entalhe para se obter o fator Y e é possível mostrar que:

$$Y_C^*(\alpha_0, \alpha_1, \alpha_c) = \left\{ \frac{1}{2} \frac{dC_v(\alpha)}{d\alpha} \times \frac{\alpha_1 - \alpha_0}{\alpha - \alpha_0} \right\}_{\alpha=\alpha_c}^{1/2} \quad (1.22)$$

onde $\alpha_0 = a_0/W$; $\alpha = a_1/W$; $\alpha = a/W$ representam relações adimensionais descritas conforme figura 1.19-b; e $C_V(\alpha)$ a “compliance” do corpo de prova *chevron*.

Para ensaios de flexão em três e quatro pontos, Shang-Xian (Shang-Xian, 1983) apresentou resultados de Y_C^* baseados no modelo do STCA de Munz (Munz et. al., 1980) modelo das camadas (*slice model*) proposto por Bluhm (Bluhm, 1975). Ele observou que os dois modelos apresentam resultados muito próximos quando se tem $a_0 > 0,30$. Está aí uma boa justificativa para o fato de na maioria dos casos, e na própria norma ASTM E1304-97, se trabalhar com valores nesta faixa. Em seguida estão apresentados (tabela 1.5) os resultados obtidos para os dois modelos e pelo método experimental da *compliance* respectivamente.

Figura 1.22 – Ciclos de carregamento/descarregamento durante um ensaio com entalhe *chevron*. Note a presença das tangentes médias.

Tabela 1.5 – Y_C^* corpos de prova em flexão em três pontos (Shang-Xian, 1983).

Método	Polinômio
STCA	$Y_C^* = \sqrt{(a_1 - a_0) (10,53 + 26,67 a_0 + 41,84 a_0^2 - 30,28 a_0^3 + 25,45 a_0^4)}$
Slice Model	$Y_C^* = 5,639 + 27,44 a_0 + 18,93 a_0^2 - 43,42 a_0^3 + 338,9 a_0^4$
Shang-Xian ¹¹	$Y_C(\theta, \alpha) = d_0 + d_1 \alpha_0^1 + d_2 \alpha_0^2 + d_3 \alpha_0^3 + d_4 \alpha_0^4 + \dots$

Além do método analítico, métodos numéricos (análise de elementos finitos e análise de elementos de contorno) podem ser utilizados para a determinação do

¹¹ Tabela 1.6 – Coeficientes matemáticos para o cálculo de $Y_C(q, a)$

W/B	θ	d_0	d_1	d_2	d_3	d_4
1,5	50°	7,314	31,06	10,81	90,38	164,3
2,0	60°	5,639	27,44	18,93	-43,42	338,9

Y. A **tabela 1.7** apresenta resultados experimentais e numéricos determinados por diversos trabalhos durante os anos 70 e início dos 80 (**Newman, 1983**).

Tabela 1.7 – Valores de Y_C^ para corpos chevron (**Newman, 1983**).*

Configuração do Corpo de Prova	W/B	a_0/w	a_1/W	Y_C^*
Retangular	1,45	0,332	1	$27,8 \pm 0,3$
Retangular	1,45	0,332	1	$24,8 \pm 0,3$
Circular	2	0,2	1	$29,8 \pm 0,3$
Circular	1,45	0,332	1	$28,9 \pm 0,3$
Circular	2	0,2	1	$36,2 \pm 0,4$

Munz *et. al.* (**Munz et. al., 1980**), por sua vez, apresentam polinômios para corpos de prova retangulares, para $3,0 \leq W/H \leq 4,0$; $0,2 \leq \alpha_0 \leq 0,4$; e $\alpha_1 = 1$:

$$Y_C^* = 4,08 + 3,95W/H + 0,5(W/H)^2 + [-23,15 + 1,15W/H + 1,3(W/H)^2]\alpha_0 + [172,5 - 43,5W/H + 3(W/H)^2]\alpha_0^2$$

Bubsey *et al.* (**Bubsey et. al., 1982**) determinaram, a partir do método da “*compliance*”, o fator de intensificação geométrico mínimo, para corpos circulares, para a faixa de $0,2 \leq \alpha_0 \leq 0,5$ e $\alpha_1 = 1$ (**tabela I.II**).

Tabela 1.8 – Polinômios Definidos para o cálculo de Y_C^ (**Bubsey et. al., 1982**).*

W/D	Polinômio (Y_C^*)
1,50	$12,37 + 110,1 \alpha_0 - 258,5 \alpha_0^2 + 338,5 \alpha_0^3$
1,75	$26,1 + 17,46 \alpha_0 + 22,86 \alpha_0^2 + 8,643 \alpha_0^3$
2,0	$28,1 + 58 \alpha_0 - 122,3 \alpha_0^2 + 183,3 \alpha_0^3$

Quando $\alpha_1 \neq 1$ pode se multiplicar os valores acima pela correção: $\left\{ \frac{a_1 - a_0}{1 - a_0} \right\}_c^{1/2}$.

Além das considerações em torno da plasticidade presente no ensaio, é preciso que se avalie a forma do gráfico obtido. Por exemplo, o gráfico **a** da **figura 1.23** indica que ocorreram dificuldades na nucleação da trinca na ponta do entalhe, de forma que a carga necessária para esta nucleação foi maior que a carga máxima correspondente ao ponto de trinca crítica. Desta forma este ensaio deve ser desconsiderado para se evitar uma superavaliação da tenacidade à fratura (**Sakai e Bradt, 1993**). Estas interferências podem ter origem em tensões residuais compressivas, decorrentes da preparação do corpo de prova e tratamentos térmicos, tipo do entalhe (se por corte abrasivo ou por eletroerosão) (**Shang-Xian, 1984**), singularidade (agudeza) e centralidade da ponta do entalhe,

(ASTM, 97) originadas nos tratamentos térmicos e/ou usinagem. O gráfico c representaria uma curva “ideal” para um ensaio com entalhe *chevron*.

Outro parâmetro a ser avaliado é a planicidade da fratura em relação à direção do entalhe. As normas ASTM E 1304–97 e ASTM B 771–87, determinam que a trinca deve estar no plano do entalhe pelo menos até o ponto em que seu tamanho se torna crítico, que na maioria das configurações de corpos de prova está localizado a aproximadamente 1/3 do comprimento do entalhe.

Eschweiler *et. al.* (Eschweiler *et. al.*, 1983), a partir da avaliação da tenacidade à fratura do alumínio, constataram que para a maiores tenacidades, maiores tamanhos de corpos de prova podem super avaliar a tenacidade à fratura. Com relação à taxa de carregamento, Stromswold e Quesnel (Stromswold e Quesnel, 1994) demonstraram que os valores de tenacidade são independentes da taxa de deformação, utilizando configuração de flexão em três pontos, para ensaiar amostras de aço AISI 4140 temperado e revenido.

Figura 1.23 – Tipos de curvas típicos que podem ser obtidos durante ensaios *chevron* (Sakai e Bradt, 1998).

Munz (Munz, 1981) e Eschweilern e Munz (Eschweilern e Munz, 1982), para ligas de alumínio de alta resistência 7075, apresentam resultados em que a tenacidade à fratura obtida pela metodologia *chevron* é maior que a obtida pela metodologia convencional. Para validar os resultados obtidos pelo método *chevron*, Munz (1981) propõe uma correlação empírica entre este e o método convencional:

$$K_{IC} = 1,866 + K_{ICVR} - 0,0052 (K_{ICVR})^2 \quad (1.23)$$

$$K_{IC} = -0,95 + 1,172K_{ICVB} - 0,0066 (K_{ICVB})^2 \quad (1.24)$$

Neste mesmo trabalho foi verificado que para condições de tenacidade à fratura da ordem de $30 \text{ MPa m}^{1/2}$ os valores obtidos pelos distintos métodos são próximos, tornando-se distintos para maiores patamares de tenacidade à fratura, o que referenda a influência do comportamento da curva R. Se na metodologia convencional a tenacidade à fratura é estabelecida a partir de comprimentos de trinca muito pequenos (deformações menores que 2,0%, conforme definido pela regra da secante), na metodologia *chevron*, por sua vez, esta propriedade é estabelecida após avanços estáveis de trinca de outra ordem de grandeza (**Barker, 1979; Munz 1981**).

2 - Objetivos

Este trabalho tem como objetivos principais:

Implementar o uso da metodologia *chevron* para a determinação da tenacidade à fratura em estado plano de deformação de materiais de alta resistência mecânica e baixa tenacidade.

Avaliar a tenacidade dos aços M2 fundidos, modificados e submetidos a diversos tratamentos de decomposição do carboneto M_2C e esferoidização e engrossamento do carboneto M_6C e MC , comparando os resultados obtidos por diferentes tipos de ensaios mecânicos.

Comparar a tenacidade à fratura dos aços fundidos, modificados e tratados termicamente com a tenacidade à fratura de aços convencionais e de um aço sinterizado.

3 – MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 – Materiais Utilizados

Neste trabalho, num primeiro momento aços rápidos convencionais e sinterizados foram estudados com o intuito de se verificar a consistência dos resultados de tenacidade à fratura obtidos através da metodologia *chevron*. Posteriormente, foram estudados os efeitos de diferentes tratamentos térmicos de decomposição, de esferoidização e engrossamento sobre a tenacidade à fratura dos aços M2 fundidos e modificados. Neste item estão descritos os materiais e as técnicas e os meios utilizados neste estudo.

3.1.1 – Aços convencionais VM2 e M2 Thyssen e aço sinterizado Sinter 23.

Para comparar os resultados de tenacidade à fratura das ligas de M2 fundido, bem como avaliar possíveis influências da distribuição de carbonetos primários não-decompostos, outros três aços rápidos foram avaliados: i) o aço AISI M2 (VM 2 – fornecido pela Villares *Metals*) convencional, isto é, lingotado e laminado, na forma de barras circulares de 15,0 mm de diâmetro; ii) aço SINTER 23 (HS 653) também cedido pela Villares *Metals*, obtido por metalurgia do pó, sinterizado e laminado na forma de barras de 50,0 mm de diâmetro; iii) aço AISI M2 convencional fornecido pela Thyssen, na forma de barra circular de 100,0 mm de diâmetro. Este último aço está sendo avaliado como parte de projeto em colaboração com o Prof. Telésforo, doutorando do Laboratório de Fenômenos de Superfície (LFS/EPUSP; UFRN), que está avaliando possíveis correlações entre a tenacidade à fratura e o comportamento tribológico em ensaios de rolamento de materiais de engenharia, submetidos a distintos tratamentos térmicos.

A composição química destes materiais está descrita na **tabela 3.1**. Na entrega, todos estes materiais se encontravam no estado de mínima dureza, obtido a partir de recozimento de esferoidização, condição típica de fornecimento ao mercado, para facilitar os procedimentos de usinagem.

Tabela 3.1 – Composição Química dos Materiais Utilizados.

Composição Química (%)	C	W	Mo	Cr	V	Si	Mn
M2 Villares	0,9	6,10	4,92	4,10	1,78	0,38	0,25
M2 Thyssen	0,9	6,10	4,92	4,10	1,78	0,38	0,25
Sinter 23	1,20	6,0	5,0	4,0	3,0	<0,4	<0,4

3.1.2 – Aços M2 fundidos e modificados

Foram obtidas quatro variações do Aço AISI M2 fundido, sendo uma de composição convencional (Liga I), de acordo com a norma ASTM, e as demais modificadas: ao nitrogênio (Liga II), ao cério (Liga III) e ao antimônio (Liga IV). Na **tabela 3.2** estão descritas as composições nominais destas ligas. A fusão foi realizada em forno de indução (50KVA, 3.000Hz) da Divisão de Metalurgia do Instituto de Pesquisa Tecnológicas (IPT), revestido com magnésia (que possui elevada inércia química em relação ao banho líquido do aço M2). Para evitar perdas metálicas por oxidação do banho e otimizar o rendimento dos elementos modificadores este banho foi protegido, durante todo o procedimento de fusão, por uma cortina de argônio obtida pela manutenção de pressão positiva e de fluxo constante do gás, através de tampa com orifícios difusores.

Tabela. 3.2 – Composição nominal das variantes do aço M2 fundido e modificado.

Composição (%)	C	W	Mo	V	Cr	Mn, Si	N	Ce	Sb
Liga I*	0,9	6,00	5,00	2,00	4,00	< 0,30		-	-
Liga II*	0,9	6,00	5,00	2,00	4,00	<0,30	0,05	-	-
Liga III*	0,9	6,00	5,00	2,00	4,00	<0,30	-	0,10	-
Liga IV*	0,9	6,00	5,00	2,00	4,00	<0,30	-	-	0,40

* As ligas I, II, III, IV correspondem às ligas 90-200, 90-200-5N, 90-200-10Ce e 90-200-40Sb, respectivamente, conforme classificação proposta por Boccalini (Boccalini, 1996).

Antes da fusão da liga-mãe, procedeu-se à "lavagem" do forno pela fusão ferro fundido branco, objetivando a retirada de eventuais resíduos de corridas anteriores. Em seguida foram fundidos 100 Kg de sucata de aços rápidos, vazados, posteriormente, em moldes "pão", feitos de areia. A composição da liga mãe e das demais matérias-primas utilizadas estão descritas na **tabela 3.3**.

Optou-se por fundir as ligas em blocos U (**figura 3.1**), a fim de se obter uma melhor sanidade do material, para evitar futuras interferências da técnica de fundição sobre os resultados a serem obtidos nos ensaios mecânicos. Foram fundidos 25 Kg de cada liga.

Todas as ligas foram obtidas seguindo a mesma seqüência de fusão e vazamento: i) carregamento a frio da grafite, isto é, sob o restante da carga, de forma a garantir sua total dissolução; ii) carregamento a frio das demais matérias-primas; iii) após a total fusão da carga a escória foi removida para permitir a

adição dos elementos modificadores; iv) adição dos modificadores; v) feita a adição dos modificadores, a temperatura foi elevada a 1600 °C; vi) após a homogeneização da temperatura foi executado o vazamento a 1600 °C.

Cuidados especiais foram tomados em relação à fusão das ligas III e IV. Na liga III a adição do *Mish Metal* se deu a 1550 °C para evitar a oxidação do Ce e garantir o rendimento planejado no cálculo de carga; na liga IV o Sb foi adicionado imediatamente antes do vazamento.

Tabela 3.3 – Matérias-primas utilizadas na produção dos aços M2 fundidos e modificados.

Composição (%)*	C	W	Mo	V	Cr	Si	Mn	N	Ce	Sb
Liga Mãe	0,51	4,40	3,50	0,75	2,50	0,10	0,12	-	-	-
Fe-W	0,15	74,0	0,10	-	-	0,50	0,18	-	-	-
Fe-Mo	0,03	-	61,8	-	-	0,64	-	-	-	-
Fe-V	-	-	-	48,0	-	-	-	-	-	-
Fe-Cr (Baixo C)	0,09	-	-	-	57,0	0,60	-	-	-	-
Fe-Mn (Baixo C)	0,10	-	-	-	-	-	80,0	-	-	-
Fe-Si	0,14	-	-	-	-	75,0	-	-	-	-
Fe-Cr-N	0,05	-	-	-	65,2	0,32	-	3,7	-	-
Mish Metal	-	-	-	-	-	-	-	-	55,0	-
Sb Metálico	-	-	-	-	-	-	-	-	-	100
Grafite	100	-	-	-	-	-	-	-	-	-

* O balanço é fechado com os percentuais do Fe e de outros elementos em teores residuais, como o Cu, Al, P e S, exceto o Fe-V e o Fe-Si que apresentam 3,18 e 1,08% de Al, respectivamente. Espera-se que o Alumínio seja todo consumido pela desoxidação do banho.

Figura 3.1 – Desenho esquemático do modelo do bloco U utilizado na fundição do aço M2 modificado.

3. 2 – Tratamentos Térmicos

3.2.1.1 - Recozimento Sub-Critico do Aço Fundido

O aço M2, devido à sua composição química, apresenta alta temperabilidade e já durante o resfriamento a partir da solidificação apresenta alta dureza. Para facilitar posteriores operações de corte e minimizar tanto o desgaste da ferramenta quanto à “queima” do material, foi realizado tratamento de recozimento sub-crítico, objetivando diminuir a dureza no estado bruto de fundição para valores da ordem de 35 HR_C sem, entretanto, provocar sensíveis modificações da estrutura bruta.

Antes do tratamento de recozimento definitivo, foram feitos vários testes a fim de se estabelecer o ciclo mais adequado, tanto do ponto de vista microestrutural quanto da dureza. Nesta etapa, as ligas I, II e III foram tratadas nas temperaturas de 700, 750 e 790⁰C por 1 h, 2 h e 4 h em forno mufla sem atmosfera protetora. As amostras cilíndricas de 10 mm de diâmetro por 10 de altura foram introduzidas no forno na temperatura ambiente e então se procedeu ao aquecimento numa taxa da ordem de 12 ⁰C/min. O resfriamento foi realizado no próprio forno, até a temperatura ambiente. As amostras recozidas a 700 e 750⁰C apresentaram dureza da ordem de 45 HRC, enquanto as recozidas a 790⁰C, entre 30 e 35 HRC.

Dada às grandes dimensões dos blocos do material fundido, optou-se por um tratamento de recozimento subcrítico a 790⁰C por duas horas, realizado em forno a resistência sem atmosfera protetora, pertencente à Divisão de Metalurgia do Instituto de Pesquisas Tecnológicas - IPT. Para evitar possíveis interferências do tratamento térmico sobre a seqüência de experimentos, todas as ligas foram tratadas simultaneamente. Para evitar qualquer problema com choque térmico, o material foi introduzido no forno à temperatura ambiente e aquecido numa taxa da ordem de 3 ⁰C por minuto. Após o tempo de permanência na temperatura especificada, o forno foi desligado e as amostras retiradas quando se atingiu a temperatura ambiente.

3.2.1.2–Tratamentos prévios de decomposição, de esferoidização e engrossamento dos carbonetos primários presentes nos aços M2 fundido e modificado.

Antes dos tratamentos de decomposição, foram realizados tratamentos preliminares com o intuito de verificar o comportamento do material em distintas situações e a partir daí determinar os ciclos térmicos que permitiram obter não só diferentes graus de decomposição do carboneto M_2C , como também diferentes graus de esferoidização e engrossamento dos carbonetos MC e M_6C . Ou seja, procurou-se determinar os ciclos térmicos que conferissem aos aços fundidos comportamentos mecânicos distintos.

Para isso, amostras encapsuladas a vácuo das quatro ligas foram tratadas a 1200 ± 5 °C, nos seguintes tempos: 10, 30, 60, 120, 240, 480, 600, 960, 1200 e 1440 minutos em forno tubular com elementos aquecedores *Globar*®. Amostras de cada uma das 4 ligas, medindo 4x4x8 mm, foram encapsuladas em uma única cápsula de 10 mm de diâmetro por aproximadamente 100 mm de comprimento. Essas amostras foram carregadas simultaneamente, antes do forno ser ligado. O tempo de tratamento inicial foi tomado a partir do momento em que o forno atingiu 1200°C. A partir daí, as cápsulas foram retiradas uma a uma nos tempos definidos.

Para as amostras tratadas a 1050, 1100 e 1150 °C por 10, 30, 60 e 120 minutos no mesmo forno e nas mesmas condições empregadas no procedimento anterior, foram avaliadas a decomposição e esferoidização. No entanto, nesta série de tratamentos usou-se atmosfera dinâmica de argônio para a proteção das amostras e não o encapsulamento a vácuo.

Após a avaliação das microestruturas obtidas a partir dos tratamentos preliminares, foram realizados tratamentos térmicos para a decomposição do carboneto M_2C e esferoidização e engrossamento dos carbonetos produto M_6C e MC . Na temperatura de tratamento de 1200 °C, foram utilizados tempos de 12, 120, 240 480 e 1440 minutos e nas temperaturas de tratamento de 1050 e 1150 °C foram utilizados tempos de 12, 120 e 480 minutos. Todos esses tratamentos foram realizados em forno tubular *Globar* com atmosfera dinâmica de argônio (4 l/min). Para garantir a estabilização do forno durante tratamento, em cada um dos tratamentos se fez um pré-aquecimento até 100 °C abaixo da temperatura de tratamento. Esse procedimento está esquematizado na **figura 3.2**.

Figura 3.2 – Representação esquemática dos tratamentos de recozimento e de decomposição a que foi submetido o material fundido.

3.3.2.3 – Têmpera e revenimento

Para os tratamentos de têmpera e revenimento das amostras do aço M2 fundido e modificado após o tratamento prévio de decomposição e esferoidização e engrossamento, foi adotado o seguinte procedimento:

- pré-aquecimento a 1100°C por 10 minutos seguido de rápido aquecimento a $1200 \pm 10^{\circ}\text{C}$ em forno tubular *Globar*.
- austenitização a $1200 \pm 10^{\circ}\text{C}$ por 5 minutos em forno tubular *Globar* com atmosfera dinâmica de argônio (4 l/min).
- resfriamento ao ar calmo (têmpera) até temperatura ambiente;
- triplo revenimento a $550 \pm 10^{\circ}\text{C}$ por 60 minutos, em forno mufla sem atmosfera protetora com resfriamento ao ar (**figura 3.3**).

Os resultados de tenacidade à fratura determinada pela metodologia *chevron* tanto para o aço M2 Villares quanto para o aço M2 fundido e modificado foram comparados com resultados encontrados na literatura para o mesmo aço.

O aço VM2 recebido da Villares *Metals* foi submetido a diferentes tratamentos de têmpera e revenido: austenitização a 1160, 1200 e 1220 °C por 5 minutos em forno tubular *Globar* com atmosfera dinâmica de argônio (4 l/min), precedida de pré-aquecimento a 1100 °C por 10 minutos, como no caso anterior; têmpera ao ar calmo, seguida de triplo revenimento a 560 e 590°C por 60 minutos cada em forno mufla ao ar.

Figura 3.3 – Esquema do tratamento de têmpera e revenimento a que foi submetido o material fundido após a decomposição.

A **tabela 3.4** resume os tratamentos a que foram submetidos os aços fundidos, bem como a designação dada a cada condição.

Tabela 3.4 – Síntese dos Tratamentos Térmicos dos Aços Fundidos

Designação	Recozimento Subcrítico	Decomposição	Têmpera	Revenimento
A	$790^\circ\text{C}/2\text{ h}$	$1050^\circ\text{C}/12\text{ min}$	$1200^\circ\text{C}/5\text{ min}$	$3 \times 550^\circ\text{C}/1\text{ h}$
B	$790^\circ\text{C}/2\text{ h}$	$1050^\circ\text{C}/2\text{ h}$	$1200^\circ\text{C}/5\text{ min}$	$3 \times 550^\circ\text{C}/1\text{ h}$
C	$790^\circ\text{C}/2\text{ h}$	$1050^\circ\text{C}/8\text{ h}$	$1200^\circ\text{C}/5\text{ min}$	$3 \times 550^\circ\text{C}/1\text{ h}$
D	$790^\circ\text{C}/2\text{ h}$	$1150^\circ\text{C}/12\text{ min}$	$1200^\circ\text{C}/5\text{ min}$	$3 \times 550^\circ\text{C}/1\text{ h}$
E	$790^\circ\text{C}/2\text{ h}$	$1150^\circ\text{C}/2\text{ h}$	$1200^\circ\text{C}/5\text{ min}$	$3 \times 550^\circ\text{C}/1\text{ h}$
F	$790^\circ\text{C}/2\text{ h}$	$1150^\circ\text{C}/8\text{ h}$	$1200^\circ\text{C}/5\text{ min}$	$3 \times 550^\circ\text{C}/1\text{ h}$
G	$790^\circ\text{C}/2\text{ h}$	$1200^\circ\text{C}/12\text{ min}$	$1200^\circ\text{C}/5\text{ min}$	$3 \times 550^\circ\text{C}/1\text{ h}$
H	$790^\circ\text{C}/2\text{ h}$	$1200^\circ\text{C}/2\text{ h}$	$1200^\circ\text{C}/5\text{ min}$	$3 \times 550^\circ\text{C}/1\text{ h}$
I	$790^\circ\text{C}/2\text{ h}$	$1200^\circ\text{C}/8\text{ h}$	$1200^\circ\text{C}/5\text{ min}$	$3 \times 550^\circ\text{C}/1\text{ h}$
J	$790^\circ\text{C}/2\text{ h}$	$1200^\circ\text{C}/24\text{ h}$	$1200^\circ\text{C}/5\text{ min}$	$3 \times 550^\circ\text{C}/1\text{ h}$
T	$790^\circ\text{C}/2\text{ h}$	-	$1200^\circ\text{C}/5\text{ min}$	$3 \times 550^\circ\text{C}/1\text{ h}$

* Variação nas temperaturas de tratamento de $\pm 10^\circ\text{C}$

Em outra série de experimentos em colaboração com o LFS/EPUSP, amostras de aço VM2 da Villares e M2 Thyssen foram tratadas na indústria *Combustol* nas seguintes condições: austenitização em banho de sal a 1190°C por 8 minutos, e resfriamento em ar calmo; tratamento sub-zero em nitrogênio líquido a -80°C ; revenimento a 550°C por 1 hora. Os materiais foram

caracterizados nos seguintes estados de tratamento: i) somente temperado; ii) temperado + revenido; iii) temperado + duplorevenido; iv) temperado + triplorevenido; v) temperado + estabilizado + duplorevenido; vi) e temperado + duploestabilizado + quadroplorevenido.

Nos tratamentos realizados no PMT/EPUSP, a temperatura foi controlada por intermédio de termopares tipo K, calibrados em relação a um termopar tipo S. Os termopares foram posicionados no interior do recipiente metálico que continha as amostras a serem tratadas.

Tabela 3.5 - Ataques químicos freqüentemente utilizados para caracterização microestrutural de aços M2 (Gomashchi, 1998; Boccalini, 1996; Metals Handbook, 1989; Friedrikson et. al., 1979)

Reagente	Composição	Técnica	Revelação	Observações
Microscopia Ótica				
Eletrolítico	100ml H ₂ O 20 g de CrO ₃	Eletrolítico 5V, 3 a 5s T ambiente	M ₂ C MC	Ataca MC (forte) M ₂ C (leve)
Nital	Solução de 2% de HNO ₃ Álcool Etílico	Imersão 10 a 40 s min, T ambiente	M ₂ C MC M ₆ C	Delineia os carbonetos s/contraste
Groesbeck	100ml H ₂ O 4g KMnO ₄ 4g NaOH	Imersão 10 s T ambiente	M ₂ C M ₆ C	M ₂ C(Forte) M ₆ C(Colorido Suavemente)
Picrato de Sódio	100 ml H ₂ O 4 g ácido pícrico 4 g de NaOH	Imersão 2 minutos 60°C	M ₂ C M ₆ C	Ataca o M ₆ C
Microscopia Eletrônica de Varredura				
Solução de Ácido Fluorídrico	100g H ₂ O ₂ 5 ml HF	Imersão US* (5S) Lavagem água e álcool (US* - 10s)	M ₂ C MC M ₆ C	Ataque Profundo da matriz
Vilella	4ml HCl 4g ácido pícrico 100ml H ₂ O	Idem anterior ou simples imersão entre 10 e 20 s	M ₂ C MC M ₆ C	Ataque moderado da matriz
V2A-Baise	10 ml HNO ₃ 10 ml ac. Acético 15 ml de ac. Hidroclórico	Imersão 20 s T ambiente	M ₂ C MC M ₆ C	Moderado ou Profundo

* Ultra-som

3. 3 - Caracterização Microestrutural

3.3.1 – Preparação Metalográfica

Os principais reagentes utilizados na caracterização metalográfica, tanto por microscopia óptica quanto por microscopia eletrônica, dos aços rápidos encontrados na literatura (**Gomashchi, 1998; Boccalini, 1996; Metals Handbook, 1989; Friedrikson et. al., 1979**) estão descritos na **tabela 3.5**.

Os procedimentos de preparação metalográfica, que foram os mesmos para todos os materiais avaliados neste trabalho, consistiram de: lixamento seqüencial em lixas de carbetto de silício de 180, 220, 320, 400 e 600 *meshes*; polimento seqüencial em pasta de diamante de 6, 3, e 1 μm ; e acabamento em sílica coloidal por cerca de 5 minutos. O registro da microestrutura dos diversos materiais utilizados neste trabalho foi feito através de fotos digitais obtidas no equipamento Polaroid Dmc acoplado a um microscópio óptico.

3.3.2 – Metalografia quantitativa

3.3.2.1 – Medida das frações volumétricas dos carbonetos eutéticos no aço M2 fundido e modificado

Foram medidas frações volumétricas de carbonetos eutéticos, por microscopia óptica, utilizando os ataques com o reagente *Groesbeck* e eletrolítico, no *Quantimet* do PMT/EPUSP com aumentos de 200 vezes. Foram tomados 100 campos para cada amostra de forma a obter uma confiança de 99,7%.

3.3.2.2 – Medida do espaçamento interdendrítico no aço M2 fundido e modificado.

O espaçamento interdendrítico foi tomado como a medida dos braços secundários das dendritas. As medidas foram feitas manualmente utilizando uma régua calibrada para o aumento apresentado em um monitor de vídeo acoplado ao sistema de detecção de imagem digital instalado em microscópio óptico. Foram tomadas somente regiões onde se podia obter ao menos três células secundárias adjacentes. A metodologia utilizada é a mesma de Boccalini (**Boccalini, 1996**). Para superar a alta dispersão inerente ao material e, com isso, aumentar a confiabilidade dos resultados, foram utilizadas 3 amostras para cada liga, retiradas de diferentes regiões dos blocos em U. Como na medição da fração volumétrica foram tomados 100 campos para cada amostra de forma que fosse

obtida uma confiança de 99,7%. Desta forma, foram analisados trezentos campos para cada liga.

3.3.2.3 – Decomposição do carboneto M_2C

A decomposição do carboneto M_2C foi estudada com base na metodologia proposta por Mazziero e Boccalini (**Mazziero e Boccalini, 2000**). A avaliação da fração volumétrica decomposta foi feita por metalografia óptica quantitativa com o uso do *software* Quantimet 520. Para cada condição de tratamento, foram levantados 100 campos. Para verificar a variação das frações volumétricas dos carbonetos envolvidos, foram utilizados os ataques diferenciais *Groesbeck*, que permitem revelar a presença do M_2C e do M_6C , e o reagente picrato de sódio a quente, que permitiu revelar a presença apenas do M_6C . O resultado da decomposição foi definido pela fórmula:

$$V_{V_{DECOMPOSTO}} = [1 - (V_{V_{GROESBECK}} - V_{V_{PICRATO}})] / V_{V_{GROESBECK(R)}} \quad (3.1)$$

onde: $V_{V_{DECOMPOSTO}}$ é a fração volumétrica do carboneto M_2C decomposta na condição de tratado termicamente; $V_{V_{GROESBECK}}$ a fração volumétrica dos carbonetos M_2C e M_6C na condição de tratado termicamente; $V_{V_{PICRATO}}$ a fração do carboneto M_6C na condição de tratado termicamente; $V_{V_{GROESBECK(R)}}$ a fração do M_2C no estado de entrega (recozido).

3.4 - Ensaios Mecânicos

3.4.1 – Dureza e Microdureza

Como forma de aferir os tratamentos térmicos, aliada a caracterização microestrutural, antes dos ensaios mecânicos de tenacidade à fratura, flexão em três pontos, foram realizadas medidas de dureza e microdureza em todos os corpos de prova dos aços fundidos e em algumas condições dos aços convencionais. Por se tratarem de materiais de alta resistência utilizou-se o método Rockwell C (HR_C) - pré-carga de 10 Kgf, carga de 150 Kgf por 10 s, utilizando penetrador cônico de diamante, no durômetro Testor HT-1a Wolpert Süssen do PMT/EPUSP. Para todas as situações foram feitas ao menos 10 medidas em cada amostra. Nas amostras de aço fundido foram feitas medições

de microdureza Vickers ($HV_{0,5}$) utilizando o microdurômetro de 10 Kgf Zwick também do PMT/EPUSP.

3.4.2 - Ensaio de flexão em três pontos

Acompanhando as discussões relacionadas às propriedades mecânicas dos aços rápidos, foram realizados ensaios de resistência à flexão em três pontos. Foram verificadas as influências da temperatura, através de ensaios nas ligas I e II decompostas por 2 horas a 1050, 1150 e 1200 °C e temperadas e a 1200 °C por 5 minutos e triplamente revenidas a 560 °C por 60 minutos; e do tempo, através de ensaios nas ligas I, II, III e IV decompostas a 1200 °C por 12, 60, 120 e 240 minutos e temperadas a 1200 °C por 5 minutos e triplamente revenidas a 560 °C por 60 minutos.

Em outra série de experimentos foi avaliada a resistência à ruptura transversal do aço VM2 submetido a diferentes temperaturas de austenitização: 1160, 1200 e 1220 °C, seguidas de triplo revenimento a 560 °C por 1 hora.

Em ambos os casos, os corpos de prova de 5x7x50 mm foram previamente preparados metalograficamente (lixamento até 600 # e polimento em pasta de diamante de 1,0 μm), para diminuir ou evitar o efeito de eventuais defeitos superficiais e de usinagem sobre os resultados.

Estes ensaios foram realizados na máquina eletromecânica INSTRON do PMT/EPUSP, utilizando célula de carga de 10.000 Kgf, e com velocidade de avanço do carro da máquina de 0,2 mm/min. O dispositivo de flexão foi concebido para apresentar dureza acima de 45 HR_C em aço 4340 e os roletes de aplicação de carga em aço 52100 para dureza mínima de 50 HR_C . A distância entre os roletes inferiores foi de 40 mm (**figura 3.4**).

Figura 3.4 – Dispositivo de ensaio de flexão em três pontos utilizado na determinação da resistência à ruptura transversal dos aços VM2 e M2 fundido e modificado.

3.4.3 - Ensaaios de tenacidade à fratura

A tenacidade à fratura do aço M2 fundido, modificado e tratado termicamente foi medida através das metodologias *chevron* e convencionais. Os ensaios *chevron* foram realizados nas liga I, II, III e IV decompostas previamente a 1050, 1150 e 1200 °C por 12 minutos, 2 e 8 horas (e 24 horas no caso do tratamento a 1200 °C) e temperadas e revenidas, além de no estado apenas temperado e revenido, isento de decomposição. Os corpos de prova utilizados foram os retangulares.

Os ensaios convencionais foram realizados nas ligas I e II decompostas por 2 horas a 1050, 1150 e 1200 °C e temperadas e revenidas, além de no estado apenas temperado e revenido, isento de decomposição. Os procedimentos de pré-trincamento seguiram a proposta de Harris e Dunegan (1968).

A tenacidade à fratura dos aços convencionais e sinterizado foi avaliada através da metodologia *chevron*. No caso do aço VM2, submetido a tratamentos de têmpera a 1160, 1200 e 1220 °C e revenimentos a 560 e 590 °C, utilizou-se corpos de prova circulares, enquanto que os aços M2 Thyssen e Sinter 23 Villares foram utilizados corpos de prova retangulares.

As principais características dos ensaios de tenacidade à fratura estão descritas a seguir.

3.4.3.1 - Ensaio *chevron*

Foram utilizados, até o momento neste trabalho corpos de prova com duas geometrias diferentes: retangular, com as seguintes dimensões: comprimento 21,0 mm, altura e 11,05 mm e largura de 12,7 mm (**figura 3.5-a**); e circular com 21,0 mm de comprimento e diâmetro de 12,7 mm (**figura 3.5-b**), atendendo os requisitos dimensionais da norma ASTM E-1304.

No caso dos corpos de prova circulares, o fator Y_C^* foi estabelecido a partir da calibração proposta por Bubsey *et al.* (Bubsey *et al.*, 1982) para as relações geométricas encontradas neste trabalho, ou seja, $0,2 \leq \alpha_0 \leq 0,5$ e $\alpha_1=1$ e $W/B=1,5$:

$$Y_C^* = 12,37 + 110,1 \alpha_0 - 258,5 \alpha_0^2 + 338,5 \alpha_0^3 \quad (3.2)$$

No caso dos corpos de prova retangulares o fator Y_C^* foi estabelecido a partir das considerações feitas por Munz e colaboradores (Munz *et al.*, 1980), que

estabeleceu polinômios para corpos de prova retangulares cujas características geométricas são as seguintes: $3,0 \leq W/H \leq 4,0$; $\alpha_0 = 0,2; 0,3; 0,4$; e $\alpha_1 = 1$:

$$Y_C^* = 4,08 + 3,95W/H + 0,5(W/H)^2 + [-23,15 + 1,15W/H + 1,3(W/H)^2]\alpha_0 + [172,5 - 43,5W/H + 3(W/H)^2]\alpha_0^2 \quad (3.3)$$

Figura 3.5 – Detalhes da geometria dos corpos de prova *chevron*. (a) curto circular utilizado na avaliação da tenacidade à fratura do aço rápido VM2; (b) retangular utilizado na avaliação da tenacidade à fratura dos aços Sinter 23, M2 Thyssen e M2 fundido.

Figura 3.6 – Configuração do ensaio de tenacidade à fratura *chevron*. Dispositivo de ensaio construído em aço 4340, com 40 HR_C. As dimensões são as determinadas na norma ASTM E1304 –97 (ASTM, 1997).

Estes ensaios também foram realizados na máquina eletromecânica Instron TT-DML de 100.000 N de capacidade e a velocidade de avanço do carro da máquina também foi de 0,2 mm/minuto. Os dispositivos de ensaio (garras)

foram fabricados em aço de alta resistência mecânica, tratado para dureza de 50 HR_C (**figura 3.6**).

Os corpos de prova *chevron* foram entalhados com disco diamantado em máquina especial Terratek, conforme procedimento apresentado no **item 3.4.3.5**. O ângulo do entalhe *chevron* especificado foi de aproximadamente 55 ° e abertura de entalhe de aproximadamente 0,40 mm.

3.4.3.2 – Ensaio convencional

Nos ensaios de tenacidade à fratura utilizando a metodologia convencional foram usados corpos compactos (C(T)) com 4,0mm de espessura (B) e 16,0mm de comprimento (W) (**figura 3.7-a**), atendendo as considerações da norma ASTM E 399 (**ASTM, 1991**). Os ensaios também foram realizados na máquina universal de ensaios INSTRON TT-DM-L do PMT/EPUSP. O dispositivo de ensaio foi feito em aço 1070 e tratado para dureza de 40 HR_C (**figura 3.7-b**).

Como nos experimentos preliminares feitos com o aço DIN 100Cr6 (**Anexo I**) não se obteve êxito no controle do crescimento da pré-trinca por fadiga, nesta série de experimentos o pré-trincamento foi executado utilizando o método desenvolvido por Harris e Dunegan (**Harris e Dunegan, 1968**), de acordo com o previsto por Eriksson (**Eriksson, 1973**). Foram utilizadas duas alturas de impacto (1000 e 500 mm) e duas massas de corpo impacto (20 e 30 g). A tensão compressiva aplicada para “parar” o avanço da trinca foi estimada como da ordem de 700 MPa. Este valor foi obtido a partir da “calibração” do sistema feita com a instalação de uma célula de carga em série com o conjunto morsa, *plugs* de compressão e corpo de prova na situação real de pré-trincamento.

Figura 3.7 – Ensaio de tenacidade à fratura convencional. (a) esquema do corpo de prova convencional; (b) esquema do dispositivo de ensaio convencional.

A identificação da pré-trinca foi feita utilizando líquido penetrante. Antes do ensaio, o corpo de prova C(T) teve suas faces molhadas pelo líquido, em seguida se retirou o excesso e o material foi submetido a secagem forçada com ar quente por aproximadamente 5 minutos e secagem natural de aproximadamente 24 horas. A medição do tamanho da pré-trinca se deu de acordo com a norma ASTM E 399 (ASTM, 1991).

Os entalhes *chevron* utilizados na pré-trinca dos corpos compactos possuíam ângulo da ordem de 90° e foram usinados em disco abrasivo e acabado com afiatrix.

3.4.3.3 - Critérios de validação dos resultados *chevron*

Durante a execução dos ensaios de tenacidade à fratura *chevron* alguns critérios foram utilizados para validar os resultados dos ensaios. Alguns critérios são descritos nas normas técnicas (ASTM, 1997 e 1987) como a dimensão da plasticidade p e a planicidade da superfície de fratura. O parâmetro de plasticidade foi feito apenas para algumas condições de tratamento em função de limitações da máquina de ensaio e foi utilizado apenas como um dos parâmetros de validação ou não dos ensaios como estabelece a norma ASTM 1304–97. Ou seja, seu valor não foi aplicado na correção da tenacidade à fratura (K_{ICV}).

Em relação à planicidade da superfície de fratura, o critério utilizado está descrito na **figura 3.8**, ou seja, se a aproximadamente 1/3 do entalhe (10,8 mm a partir da linha de carregamento) a superfície de fratura não apresentar largura maior que a largura do entalhe em 0,25 mm de cada lado do entalhe.

Figura 3.8 – Aspecto da planicidade da superfície de fratura chevron.

Outros foram estabelecidos a partir de considerações da literatura, como o formato da curva obtida durante os ensaios (Sakai e Bradt, 1993). Em função dos

prováveis defeitos de fundição que o aço M2 fundido e modificado iria apresentar, estabelecemos previamente que a superfície de fratura não poderia apresentar estes defeitos na região compreendida entre a ponta do entalhe e o ponto correspondente a aproximadamente 1/3 do comprimento total do entalhe.

3.4.3.4 – Esquema de retirada dos corpos de prova utilizados nos ensaios mecânicos.

Os corpos de prova do aço M2 fundido tanto para os ensaios de flexão em três pontos quanto para os ensaios de tenacidade à fratura (*chevron* e convencional) foram retirados do bloco U conforme esquematizado na **figura 3.9-a**. Desta forma, o plano de trinca, nas três configurações apresentaram a mesma orientação em relação às direções de resfriamento. Amostras dos aços convencionais e sinterizado foram retiradas sempre de forma que o plano da trinca estivesse paralelo à direção de deformação (**figura 3.9-b**)

Figura 3.9 – Esquema de retirada de corpos de prova. (a) Retirada dos corpos de prova *chevron*, convencionais e de flexão do bloco em U do aço M2 fundido e modificado; (b) retirada dos corpos de prova *chevron* das barras laminadas dos aços convencionais.

3.4.3.5 - Entalhamento

O procedimento de entalhamento em todos os corpos de prova *chevron* curtos (circular e retangular) foi realizado na máquina de corte Terratek, especialmente concebida para este fim. A mesma é constituída por dispositivo de posicionamento X-Y e suporte de corpo de prova que permite variação do ângulo de corte. Foram utilizados discos diamantados, especificados para materiais, de alta resistência de baixa densidade (*Buehler* 11-4255/série 15 LC e *Struers* 330CA), com 127,0mm de diâmetro e 0,30 mm de espessura. A velocidade de

corte foi sempre de 1.750 rpm, a máxima rotação permitida pelo equipamento. O passe de corte foi sempre de 0,25 mm.

O procedimento seguiu a seguinte seqüência operacional: i) corte de boca, feito com o corpo de prova na horizontal, isto é, ângulo de corte igual a zero, que tem o objetivo de definir o comprimento inicial do entalhe (a_0). A profundidade deste corte foi de 5,8 mm, um pouco menor que o a_0 especificado, de forma que a dimensão final do entalhe fosse definida pelos dois cortes posteriores; ii) cortes inclinados, feitos com o corpo de prova inclinado de $27,5^\circ$ em relação ao eixo do disco de corte, primeiro num sentido depois no outro, de forma a dar o aspecto geométrico final do entalhe.

A **figura 3.10-a** esquematiza esta operação. A **figura 3.10-b** mostra a seqüência de aspecto do entalhe. Desta forma, o ângulo do entalhe obtido foi da ordem 55° e abertura de entalhe de aproximadamente 0,40 mm.

Figura 3.10 – Esquema do Processo de Entalhamento. (a) cortes de boca e inclinados; (b) aspecto do corpo de prova após os passos do entalhamento.

4 – RESULTADOS

Os primeiros resultados de tenacidade à fratura obtidos dentro desta linha de pesquisa correspondem a um estudo comparativo de diferentes metodologias de ensaio (convencional e *chevron*) aplicadas ao aço DIN 100Cr6, tratado termicamente em três diferentes temperaturas de austenitização. Foram realizados ensaios *chevron* nas configurações flexão em três pontos e corpos curtos, além de ensaios convencionais nas configurações flexão em três pontos e corpos compactos C(T). Com não se obteve êxito no procedimento de pré-trincamento por fadiga nos corpos de prova de flexão, num segundo momento utilizou-se o método proposto por Harris e Dunegan.

Os resultados obtidos deram origem a duas publicações em congressos (**Silva et. al, 2000 e 2001**) e estão sintetizados no **anexo I**. De forma concisa pode-se afirmar que:

- a) Os resultados obtidos a partir das três configurações de ensaio apresentaram boa correlação nas condições de menor tenacidade, mas nenhuma correlação nas condições de tenacidade à fratura maiores.
- b) Os valores da tenacidade à fratura aumentam com a temperatura de austenitização e, por consequência, com os teores de austenita retida;
- c) À medida que aumentou a temperatura de austenitização, aumentou também o aspecto intergranular da superfície de fratura.

4.1 - Aços rápidos convencionais

Nesta seção serão descritos os resultados obtidos nos ensaios de tenacidade à fratura *chevron* dos aços convencionais VM2 e M2 Thyssen e sinterizado Sinter 23, submetidos a diferentes tratamentos térmicos, bem como a correlação entre velocidade de ensaio e tenacidade à fratura dos aços Sinter 23 e M2 Thyssen. Além disso, serão apresentados os resultados obtidos nos ensaios de flexão (resistência à ruptura transversal e limite de escoamento) do aço VM2 em diferentes temperaturas de austenitização. O estudo da tenacidade à fratura do aço M2 Thyssen é parte do trabalho de doutorado do Prof. Dr. João Telésforo (LFS/EPUSP; UFRN), e está contribuindo para a compreensão dos mecanismos de falha presentes no aço.

4.1.1 – Caracterização microestrutural

Os aços convencionais avaliados neste trabalho apresentam sensíveis diferenças na distribuição de seus carbonetos primários não dissolvidos (**figura 4.1**). O aço M2 Thyssen certamente sofreu deformação plástica mínima, uma vez que a estrutura bruta está apenas alongada e a distribuição dos carbonetos ainda guarda o aspecto interdendrítico (**figura 4.1-a**). O aço VM2 já não apresenta nenhum indício da estrutura bruta. Por outro lado fica evidente a distribuição heterogênea dos carbonetos primários segundo estrias (**figura 4.1-b**). O aço SINTER 23 por sua vez apresenta distribuição dos carbonetos bastante homogênea e menos grosseira (**figura 4.1-c**)

Figura 4.1 – Distribuição dos carbonetos não dissolvidos nos aços convencionais no estado recozido (entrega). (a) M2 Thyssen; (b) VM2; (c) SINTER 23.

4.1.2 – Ensaios mecânicos

4.1.2.1 – Ensaios de flexão em três pontos

Os valores da dureza (HR_C) e os resultados dos ensaios de flexão em três pontos (resistência à ruptura transversal e limite de escoamento) de amostras do

aço VM2 submetidos a diferentes ciclos de têmpera estão apresentados na **tabela 4.1** e graficamente nas **figuras 4.2 e 4.3**, respectivamente. Tanto a dureza quanto o limite de escoamento e a resistência à ruptura transversal crescem quase que linearmente com a temperatura de austenitização entre 1160 °C e 1220 °C, no material que foi triplamente revenido a 560°C por 1 hora.

Tabela 4.1 – Variação da resistência à flexão em três pontos com a temperatura de austenitização do aço VM2.

Temperatura de Austenitização (°C)	1160	1200	1220
Resistência à Flexão (MPa)	2.643,5 ± 675,9	3.036,8 ± 267,6	3.916,6 ± 523,7
Dureza (HRC)	62,4 ± 1,2	64,0 ± 1,2	64,8 ± 1,4

Figura 4.2 – Variação da dureza (HRC) de amostras de flexão em três pontos com a temperatura de austenitização do aço VM2 temperado a 1200 °C triplamente revenido a 560°C por 1 hora.

Figura 4.3 – Variação da resistência à flexão em três pontos com a temperatura de austenitização do aço VM2 temperado a 1200 °C e triplamente revenido 560 °C por 1 hora. Corpos de prova de 5x7x 50 mm³. Velocidade de ensaio de 0,2 mm/min.

Em relação à morfologia da superfície de fratura não existem diferenças significativas decorrentes dos diferentes tratamentos de austenitização. Por outro

lado é possível perceber que o material tratado a 1160 °C apresenta estrutura de facetas de quase-clivagem menores em relação ao material tratado a 1220 °C (figura 4.4).

Figura 4.4 – Fractografia de amostras de flexão em três pontos do aço VM2 triplamente revenido a 560 °C por 1 hora. (a) Temperado a 1160 °C; (b) temperado a 1200°C; (c) temperado a 1220 °C. MEV/ES.

4.1.2.2 – Ensaios de tenacidade à fratura

4.1.2.2.1 - Influência dos tratamentos térmicos.

A tenacidade à fratura dos aços rápidos sofre grande influência dos tratamentos térmicos. A **tabela 4.2** apresenta os resultados de dureza e de tenacidade à fratura para três condições de austenitização e outras duas de revenido. A dureza, como era esperado, aumenta com a temperatura de austenitização e é tanto menor quanto maior é a temperatura de revenimento (figura 4.5). A tenacidade à fratura, por sua vez, tem comportamento contrário, isto é, aumenta com a temperatura de revenimento e diminui com a temperatura de austenitização (figura 4.6).

Além disso, aparentemente, a tenacidade à fratura foi insensível aos tratamentos de austenitização nos materiais revenidos a 590 °C, enquanto que

diminuiu sensivelmente com as temperaturas de austenitização nos materiais revenidos a 560 °C (figura 4.7).

Tabela 4.2 – Relação entre a tenacidade à fratura e tratamentos térmicos de austenitização e revenimento do aço VM2.

Austenitização (°C)	Temperatura de Revenimento (°C)			
	560		590	
	Dureza (HRC)	K _{ICV} (Mpa.m ^{1/2})	Dureza (HRC)	K _{ICV} (Mpa.m ^{1/2})
1160	61,4 ± 1,3	19,2 ± 0,2	60,4 ± 0,8	20,8 ± 0,2
1200	63,2 ± 0,7	18,4 ± 2,2	61,6 ± 0,6	20,5 ± 0,1
1220	64,7 ± 0,4	16,1 ± 1,3	62,8 ± 0,6	21,3 ± 1,2

Figura 4.5 – Variação da dureza com a temperatura de austenitização e revenimento no Aço AISI VM2.

Figura 4.6 – Variação da Tenacidade à fratura com a temperatura de austenitização e revenimento no aço VM2.

Figura 4.7 – Variação da tenacidade à fratura com a temperatura de austenitização e revenimento. Aço rápido AISI M2 convencional Villares

4.1.2.2.2 - Influência da velocidade de ensaio sobre a tenacidade à fratura *chevron*.

Para se verificar a influência da velocidade sobre os valores de tenacidade à fratura *chevron* realizou-se uma série de experimentos em corpos de prova curtos feitos do aço SINTER 23. Os resultados obtidos (**figura 4.8**) mostram que, para os níveis de dureza e condições de tratamento térmico não houve nenhuma influência da velocidade sobre a tenacidade à fratura, comprovando alguns resultados da literatura (**Stromswold e Quesnel, 1994**). Importante também notar que a tenacidade à fratura dos aços sinterizados, para as mesmas condições de tratamento, é menor que a do aço M2 convencional, comprovando dados da literatura (**Hoyle, 1988**).

Figura 4.8 – Influência da taxa de deformação sobre a tenacidade à fratura obtida de corpos de prova curtos retangulares *chevron* do aço Sinter 23 temperado a 1200 °C por 5 minutos e triplamente revenido a 560°C por 1 hora.

Na avaliação da influência da velocidade de ensaio sobre a tenacidade à fratura do aço M2 Thyssen pode-se perceber, que nos dois extremos das

condições de tratamento, ou seja, a condição em que o material se encontra apenas temperado, isento de revenimento, e na condição em que o material foi duplamente estabilizado (subzero) e revenido quatro vezes, a tenacidade à fratura apresentou maiores valores. Estes valores foram ainda maiores quando a velocidade de ensaio foi mais alta (0,2 mm/minuto). Nos tratamentos intermediários, os valores de tenacidade à fratura não sofreram sensível influência da velocidade de ensaio, apesar de os ensaios na velocidade de 0,2 mm/minuto quase sempre proporcionarem valores discretamente maiores (**figura 4.9**).

Figura 4.9 – Variação da tenacidade à fratura *chevron* (K_{ICV}) para diferentes tratamentos térmicos do aço M2 Thyssen. Taxas de carregamento de 0,2 e 0,05 mm/minutos.

4.1.2.2.3 – Influência da distribuição de carbonetos sobre a tenacidade à fratura.

A avaliação da influência da distribuição dos carbonetos foi feita comparando a tenacidade à fratura dos aços VM2 (Villares) e M2 (Thyssen). Nas condições em que, espera-se, os teores de austenita retida são maiores, prevaleceu a tenacidade à fratura do aço VM2. Por outro lado, nos tratamentos em que se objetivou diminuir, ou mesmo suprimir, a austenita retida como na condição em que os materiais foram submetidos a dois tratamentos subzero e quatro revenimentos, o aço M2 Thyssen apresentou tenacidade maior (**figura 4.10**).

Figura 4.10 – Comparação entre a tenacidade à fratura *chevron* (K_{ICV}) dos aços rápidos convencionais VM2 e M2 Thyssen. Taxa de Carregamento de 0,2 mm/minuto.

4.1.3 – Avaliação fractográfica

Em relação à superfície de fratura, está evidente a típica presença do mecanismo de quase-clivagem. Neste mecanismo, as facetas de clivagem ficam pouco evidentes em função da forte presença de carbonetos na superfície de fratura. Fica evidente a decoesão entre os carbonetos e a matriz e a formação de vazios pouco alongados, diferentes dos clássicos “*dimples*” presentes nos materiais dúcteis.

Nos aços VM2, à primeira vista, não existem grandes diferenças entre os mecanismos de fratura, isto é, entre os aspectos das superfícies de fratura do material nas distintas condições de tratamento. Nas amostras temperadas a 1160°C as superfícies de fratura são muito parecidas, com a sutil diferença de que na amostra revenida a 590°C (**figura 4.11-a**) a estrutura de *dimples* é mais pronunciada que na amostra revenida a 560°C (**figura 4.11-b**). Nas amostras temperadas a 1200°C, as superfícies de fratura são praticamente idênticas (**figuras 4.11-c e 4.11-d**). Nas amostras temperadas a 1220°C as diferenças são mais pronunciadas. Na amostra revenida a 560°C (**figura 4.11-e**), as facetas de quase-clivagem estão perfeitamente definidas, enquanto que na amostra revenida a 590°C (**figura 4.11-f**) uma fina estrutura de “*dimples*” está presente.

Por outro lado, quando são comparadas as superfícies de fratura a partir de diferentes temperaturas de têmpera, para uma mesma condição de revenimento, percebe-se melhor a diferença entre os tratamentos (**figura 4.12 e 4.13**). À medida que a temperatura de austenitização aumenta, as cavidades (“*dimples*”) na superfície de fratura tornam-se menos pronunciadas e as facetas de quase-

clivagem tornam-se mais definidas nas amostras revenidas a 560 °C. Este fenômeno é seguido da diminuição da tenacidade à fratura.

Figura 4.11 – Aspecto microscópico da superfície de fratura do Aço VM2, Temperado a 1160° e revenido a 560°C (a) e 590°C (b); Temperado a 1200°C e revenido a 560°C (c) e a 590°C (d); Temperado a 1220°C e revenido a 560°C (e) e 590°C (f). MEV – ES.

Nos materiais revenidos a 590°C, entretanto, esta tendência é desfeita, uma vez que o material temperado a 1220 °C apresenta estrutura de “dimples” bastante pronunciada (**figura 4.13-c**). Importante notar, que esta condição foi a que propiciou maior tenacidade à fratura. Em princípio, isto estaria em contradição como o senso comum e pode ser um indício de erro no tratamento, isto é,

temperatura subestimada durante a sua realização, de forma que na verdade foi realizado um super-revenimento.

Analisando em conjunto o mecanismo de fratura característico apresentado pelos aços Sinter 23, assim como no VM2 é o da quase-clivagem, nota-se a diferença de tamanho e da distribuição dos carbonetos presentes nesta superfície de fratura do aço VM2 e SINTER 23 (**figura 4.14**). No aço primeiro a superfície é mais grosseira, enquanto que no segundo é mais homogeneamente distribuída, demonstrando o menor caminho livre médio entre os carbonetos, donde decorre a menor tenacidade deste material para os mesmos níveis de dureza.

Figura 4.12 – Aspecto microscópico da superfície de fratura do Aço VM2 revenido a 560°C. (a) Temperado a 1160° C; (b) Temperado a 1200°C; (c) Temperado a 1220°C. MEV – ES.

Figura 4.13 – Aspecto microscópico da superfície de fratura do Aço VM2 revenido a 590 °C. (a) Temperado a 1160 °C; (b) Temperado a 1200°C; (c) Temperado a 1220°C. MEV – ES.

Figura 4.14 – Superfície de fratura dos aços rápidos temperados a 1200 °C por 5 minutos e triplamente revenidos a 560 °C por 1 hora. (a) e (c) VM2; (b) e (d) Sinter 23. MEV-ES.

As características da superfície de fratura dos aços VM2 e M2 Thyssen estão descritas nas **figura 4.15**. Não há significativas diferenças entre as superfícies de fratura dos dois aços e nem entre os tratamentos térmicos. A superfície de fratura do aço VM2, submetido a apenas um tratamentos de estabilização subzero e um revenimento, apresentou superfície mais irregular e

vazios (“*dimples*”) mais pronunciados, o que está coerente com os resultados de tenacidade à fratura obtidos. O mesmo acontece com o aço M2 Thyssen submetido a dois tratamentos de estabilização subzero e quatro revenimentos.

Figura 4.15 – Fractografias dos aços VM2 e M2 Thyssen temperados a 1180°C.

(a) e (b) Submetido a um revenimento a 560°C; (c), (d) submetido a um tratamento subzero e um revenimento; (e), (f) submetido a dois tratamentos subzero e 4 revenidos.

4.2 – Aços fundidos

Nesta seção estão descritos os procedimentos experimentais com quatro variantes do aço AISI M2 fundido e modificado. Estão descritos os passos durante o processo de fundição do material, bem como está apresentada a caracterização microestrutural do material no estado bruto de fundição, após o tratamento de recozimento subcrítico e após os diversos tratamentos de decomposição do carboneto M_2C , esferoidização e engrossamento dos carbonetos resultantes. São também apresentados os resultados de dureza (HR_C) e microdureza ($HV_{0,5}$), além dos resultados dos ensaios de flexão em três pontos e de tenacidade à fratura *chevron* e convencional, correlacionados com as distintas condições de tratamento térmico.

4.2.1 – Obtenção das ligas fundidas

4.2.1.1 – Composição química

A composição das ligas fundidas está descrita na **tabela 4.3**. Nela percebe-se que as composições químicas base das quatro aços M2 modificados estão dentro das faixas especificadas nas normas AISI (**Metals Handbook, 1989**) e DIN (**Wegst, 1995**). Os elementos modificadores, excetuando o N ficaram razoavelmente fora dos teores esperados. Este pode ser um indício de erro nas projeções dos rendimentos do Sb metálico (superestimado) e do *Mish Metal* (subestimado).

Tabela 4.3 – Composição química das ligas do aço M2 fundido e modificado

Composição (%)	C	W	Mo	V	Cr	Mn	Si	N	Ce	Sb
Liga I	0,89	5,99	5,02	1,88	3,87	0,25	0,25	-	-	-
Liga II	0,89	6,06	5,14	1,92	3,94	0,24	0,26	0,055	-	-
Liga II	0,92	6,01	5,01	1,89	3,85	0,28	0,24	-	0,17	-
Liga IV	0,92	6,02	4,99	1,94	3,97	0,24	0,25	-	-	0,29

4.2.1.2 – Microestrutura no estado bruto

4.2.1.2.1 – Morfologia dos Carbonetos Eutéticos

Do ponto de vista morfológico, na **figura 4.16** pode-se perceber que a liga I apresenta o carboneto M_2C , tanto do tipo 1 quanto do tipo 2, com sensível predominância do primeiro; a liga II, por sua vez, apresenta morfologia quase que

totalmente do tipo 2. A liga III, por outro lado, apresenta morfologia quase totalmente do tipo 1; o mesmo ocorrendo para a liga IV. Portanto, fica demonstrada a influência modificadora do nitrogênio sobre a morfologia do carboneto M_2C na liga II. A **figura 4.17** mostra em mais detalhes as características das duas morfologias do carboneto M_2C , observadas por MEV. Não foi verificada a precipitação do carboneto M_6C , nem mesmo na liga III. O carboneto MC eutético aparece em todas as ligas, em suas diversas morfologias, principalmente regular complexa (**figura 4.18**). A precipitação do MC primário comprova a influência do vanádio sobre a sequência de solidificação deste sistema.

Figura 4.16 – Morfologia dos carbonetos M_2C : (a) liga I, (b) liga II, (c) liga III, (d) liga IV, recozidas a $790^{\circ}C$ por 2 h. Ataque Groesbeck. 500 X.

Figura 4.17 – Morfologias do carboneto M_2C . (a) Tipo 1, irregular; (b) Tipo 2, regular-complexa; c) morfologia híbrida M_2C/MC . Ataque V2A–Baixe. MEV-ERE.

Figura 4.18 – Morfologias do Carboneto MC. (a) Pétala; (b) Regular-Complexa. MEV-ERE.

4.2.1.2.2 – Fração volumétrica e espaçamento interdendrítico

Com relação às poças eutéticas pode-se perceber, tomando pequenos aumentos, que mesmo nos teores apresentados, os elementos modificadores interferiram sobre a sua distribuição (**figura 4.19**). As poças eutéticas das ligas I, II e III apresentam tamanhos similares e com distribuição mais homogênea, enquanto que a liga IV apresenta poças grandes e distribuição menos homogênea que as demais.

Figura 4.19 – Micrografias das ligas I (a), II (b), III (c) e IV (d) no estado bruto de fundição. Ataque Groesbeck. 100 X.

Com relação à fração volumétrica das poças eutéticas, excetuando na liga III, os elementos modificadores não apresentaram interferência sobre os resultados obtidos (**tabela 4.4**). Estes resultados demonstram que a presença dos carbonetos M_6C e MC é pequena se comparada com a do M_2C , uma vez que o resultado com os ataques eletrolítico e *Groesbeck*, apresentaram valores muito parecidos. A maior diferença entre as frações volumétricas apresentadas pela liga IV provavelmente decorre da grande heterogeneidade da distribuição das poças eutéticas.

A ação dos elementos modificadores apresentou pouca influência sobre o espaçamento interdendrítico (**tabela 4.5**). Além disso, o espaçamento interdendrítico não variou com a posição no bloco U, como mostram medidas feitas em amostra da liga II (**tabela 4.6**).

Tabela 4.4 – Fração volumétrica dos carbonetos eutéticos.

Liga	I	II	III	IV
Fração Volumétrica (1)	$8,24 \pm 0,43$	$8,73 \pm 0,52$	$6,68 \pm 0,45$	$9,55 \pm 0,80$
Fração Volumétrica (2)	$8,02 \pm 0,25$	$8,62 \pm 0,39$	$6,76 \pm 0,22$	$8,04 \pm 0,44$

(1) Ataque eletrolítico: fração volumétrica dos carbonetos M_2C e MC .

(2) Ataque *Groesbeck*: fração volumétrica dos carbonetos M_2C e M_6C .

Tabela 4.5 – Espaçamento interdendrítico do aço M2 fundido e modificado.

Liga	I	II	III	IV
Espaçamento Interdendrítico (μm)	$34 \pm 4,3$	$38,5 \pm 4,9$	$35 \pm 4,3$	$39,8 \pm 5,2$

Tabela 4.6 – Espaçamento interdendrítico em diferentes regiões do bloco U medido em amostra da liga II.

Altura	H1	H2	H3
Espaçamento Interdendrítico (μm)	$36,8 \pm 3,5$	$36,1 \pm 4,6$	$37,9 \pm 3,9$

4.2.1.3 – Tratamentos térmicos

4.2.1.3.1 – Recozimento sub-crítico.

Os resultados do tratamento de recozimento sub-crítico apresentaram boa repetibilidade em relação aos testes preliminares. A dureza das ligas no estado bruto caiu para os valores especificados após o tratamento (**tabela 4.7**), facilitando os procedimentos de usinagem. Nenhuma influência significativa dos elementos modificadores sobre a dureza após o recozimento é notada.

Tabela 4.7 – Dureza no estado bruto de fundição e após o recozimento subcrítico a 790°C por 2 horas do aço M2 fundido e modificado.

Liga	Dureza (HR _C)	
	Estado Bruto	Recozidas (790°C, 2 h)
I	$57,0 \pm 2,0$	$35,0 \pm 1,0$
II	$58,5 \pm 1,8$	$34,0 \pm 0,9$
III	$58,7 \pm 2,2$	$33,0 \pm 0,9$
IV	$56,6 \pm 1,6$	$35,0 \pm 0,8$

4.2.1.3.2 - Decomposição e esferoidização dos carbonetos

O início do processo de decomposição de uma lamela do carboneto M_2C no aço fundido tratado a 1050°C por 12 minutos está apresentado na **figura 4.20**. Nela pode-se perceber que a precipitação dos carbonetos M_6C e MC é simultânea, demonstrando a hipótese apresentada na literatura (**Maziero e Boccalini, 2000**).

Figura 4.20 – Estágio Inicial do processo de decomposição do carboneto M_2C . Liga II – 1050°C, 12 minutos. Ataque Vilela. MEV – Elétrons Secundários.

Dados obtidos por estereologia quantitativa ótica (medida da fração volumétrica transformada) indicam que existem significativas diferenças entre a cinética de decomposição para as diversas ligas (**figura 4.21**). Ao contrário do que poderia se esperar o processo de decomposição da liga II, modificada ao nitrogênio, mostrou-se mais lento entre todas as ligas. Por outro lado, o material modificado ao cério e ao antimônio apresentou decomposição mais rápida. Nestes materiais a decomposição já estaria completa no tratamento por 12 minutos a 1150°C, enquanto que nos materiais sem modificação e modificado ao nitrogênio só apresentaram completa decomposição a partir do tratamento a 1200°C por 60 minutos.

A **figura 4.22** mostra diferentes estágios do processo de esferoidização. Nota-se que no tratamento a 12 minutos só tem lugar o processo de decomposição, não estando presente ainda a esferoidização. Nota-se, entretanto, o início da desestabilização de forma. Já no tratamento por 2 horas, o processo de esferoidização já se encontra adiantado.

Qualitativamente pode-se avaliar o processo de fragmentação das plaquetas do carboneto M_2C , através da comparação das imagens por microscopia ótica apresentadas na **figura 4.23**. Para tempos curtos pode-se perceber a maior continuidade nas plaquetas de carbonetos eutéticos, enquanto que para maiores tempos, ocorre a desagregação destas plaquetas, demonstrando a ação da decomposição e do início do processo de esferoidização dos carbonetos produto. Pode-se observar, ainda, que o número de partículas intradendríticas diminui, em detrimento do aumento do seu tamanho.

Este processo fica mais bem demonstrado através da análise das imagens obtidas por microscopia de varredura (elétrons retro-espalhados) (figura 4.24).

Figura 4.21 – decomposição do carboneto M_2C . Ligas I, II, III e IV tratadas a 1050 (a), 1100 (b), 1150 (c) e 1200°C (d), por 10, 30, 60 e 120 minutos.

Figura 4.22 – Diferentes condições de esferoidização do aço M2 fundido e modificado (liga III). (a) Material tratado a 1200°C por 12 minutos; (b) tratado a 1200 °C, por 2 horas. Solução de 5 ml HF em 100g H_2O_2 . MEV-ES, 1000X.

Figura 4.23 – Aspecto da estrutura dos carbonetos após tratamentos de decomposição do aço M2 fundido (liga I) a 1200°C. (a) por 12 minutos; (b) 2; (c) 8; (d) e 24 horas. Ataque *Groesbeck*. 1000 X.

A observação qualitativa das imagens óticas e de microscopia eletrônica de varredura não permite evidenciar a influência dos elementos modificadores sobre a morfologia do processo de decomposição e esferoidização dos carbonetos eutéticos. Por outro lado, à medida que avança o tempo de tratamento, podemos perceber que as plaquetas praticamente inexistem e o processo de esferoidização demonstra-se significativo na região interdendrítica. Além disso, simultaneamente está ocorrendo o engrossamento dos carbonetos, tanto interdendríticos quanto intradendríticos, como pode ser visto na **figura 4.23-d**, que mostra a estrutura dos carbonetos após 24 h a 1200°C: os interdendríticos já se apresentam mais separados que para tempos menores e os intracelulares apresentam menor número e maior tamanho. Nas imagens obtidas por microscopia eletrônica, ao contrário da ótica, pode-se perceber que existe uma continuidade dos carbonetos decompostos, mesmo após o tratamento por 24 horas (**figura 4.24-f**).

Figura 4.24 - Diferentes estágios do processo de decomposição, esferoidização e engrossamento dos carbonetos presentes no aço M2 fundido e modificado. (a) Estado bruto de fundição; (b) decomposto por 12 minutos a 1050°C; (c) decomposto por 12 minutos a 1200°C; (d) Idem por 8 horas; (e) Idem por 16 horas e (f) idem por 24 horas, respectivamente. MEV-ERE.

4.2.2 - Ensaios mecânicos

4.2.2.1 - Ensaios de flexão

Os resultados de dureza dos corpos de prova de flexão em três pontos apresentaram discreto aumento com o tempo de tratamento de decomposição a 1200°C (**tabela 4.8 e figura 4.25**). Os resultados mostrados na **figura 4.25** indicam pouca influência dos elementos modificadores sobre a resistência à

ruptura transversal. Esta propriedade, entretanto, aumentou razoavelmente com o tempo de tratamento (**tabela 4.9 e figura 4.26**).

Tabela 4.8 – Variação da dureza (HR_C) com o tempo de decomposição a 1200°C do aço M2 fundido e modificado.

Tempo (h)	Dureza (HR_C)			
	Liga I	Liga II	Liga III	Liga IV
0,2	$63,9 \pm 0,5$	$63,9 \pm 0,5$	$64,9 \pm 0,5$	$64,0 \pm 0,9$
1,0	$64,2 \pm 0,7$	$64,2 \pm 0,3$	$64,1 \pm 0,5$	$64,5 \pm 0,7$
2,0	$64,8 \pm 0,8$	$65,0 \pm 0,5$	$65,1 \pm 0,6$	$65,3 \pm 0,5$
4,0	$64,9 \pm 0,5$	$64,9 \pm 0,3$	$65,0 \pm 0,7$	$65,7 \pm 0,6$

Figura 4.25 – Variação da dureza com o tempo de decomposição a 1200°C de copos de prova de flexão em três pontos do aço M2 fundido e modificado.

Tabela 4.9 – Variação da resistência à flexão (MPa) com o tempo de decomposição a 1200°C do aço M2 fundido e modificado.

Tempo (h)	Resistência à Ruptura Transversal (MPa)			
	Liga I	Liga II	Liga III	Liga IV
0,2	$704,2 \pm 193,2$	$914,4 \pm 111,5$	$798,8 \pm 59,5$	$796,7 \pm 62,4$
1,0	$1.098,7 \pm 205,8$	$1.291,8 \pm 209,6$	$1.083,3 \pm 39,1$	$1.074,9 \pm 151$
2,0	$1.334,9 \pm 193,2$	$1.310,3 \pm 239,1$	$1.140,8 \pm 206$	$1.440,7 \pm 195,7$
4,0	$1.596,6 \pm 123,2$	$1.645,3 \pm 279,4$	$1.750,4 \pm 43,2$	$1.695,7 \pm 115,8$

Nos tratamentos realizados posteriormente com as ligas I e II, em que se fixou o tempo de tratamento em duas horas, confirmou-se a tendência de aumento da resistência à ruptura transversal com o avanço da decomposição (**tabela 4.10 e figura 4.27**), isto é com o aumento da temperatura de decomposição.

Figura 4.26– Variação da resistência à flexão com o tempo de decomposição a 1200°C do aço M2 fundido e modificado

Tabela 4.10 – Resultados da resistência à ruptura transversal do aço M2 fundido, modificado (ligas I e II) e decomposto por 2 h em diferentes temperaturas.

Condição	Resistência à Flexão (MPa)	
	Liga I	Liga II
Temperado	1.155,6 ± 100	1.192,3 ± 328,2
1050°C	941,7 ± 223,4	983 ± 64,2
1150°C	1.350,7 ± 298,6	1.279,5 ± 130,9
1200°C	1.649 ± 72,8	1.677,1 ± 174,2

Entretanto, o tratamento a 1050°C representou uma exceção neste comportamento. Como no caso anterior, os elementos modificadores não apresentaram influência significativa sobre o comportamento mecânico do material, com as duas ligas apresentando comportamento idêntico. Os resultados obtidos são bem abaixo dos apresentados pelo material trabalhado.

Figura 4.27 – Variação da resistência à flexão com a temperatura de decomposição das ligas I e II tratadas por 2 horas.

Em relação ao aspecto das fractografias, tanto nos primeiros experimentos quanto nesta segunda série, não existem evidências consistentes que permitam explicar o crescimento da resistência à ruptura com o tempo e/ou temperatura de tratamento. Percebe-se, utilizando pequenos aumentos que a superfície de fratura é definida pela distribuição das poças eutéticas (**figura 4.28**).

Outra característica da superfície de fratura é que o crescimento da trinca se dá preferencialmente pela região interdendrítica, como pode ser visto em imagem por contraste atômico (**figura 4.29-a**). A clivagem de carbonetos também é evidenciada em trincas secundárias (**figura 4.29-b**).

Figura 4.28 – Aspecto da Fratura Ligas I e II, 1200^oC, 12 minutos. MEV

Figura 4.29. - Crescimento de trinca e carbonetos. (a) e (b) Crescimento pela interface carboneto/matriz, liga I e II, respectivamente; (c) e (d) Aspecto da clivagem de carboneto em liga secundária, liga II. MEV – ERE.

O aspecto do crescimento da trinca é o da quase-clivagem complexa, com planos muito pouco definidos, em função da forte presença de vazios associados aos carbonetos não dissolvidos (**figuras 4.30**).

Figura 4.30 – Fractografias de amostras de flexão em três pontos. (a) Amostra apenas temperada e revenida, isenta de decomposição e (b) amostra decomposta a 1050°C por 2h; (c) 1150°C por 2 h; (d) 1200°C por 2 h. MEV – ES.

4.2.2.2 - Ensaios de tenacidade à fratura

4.2.2.2.1 – Variação da tenacidade à fratura *chevron* com o tempo de decomposição

4.2.2.2.1.1 – Material isento de decomposição prévia (apenas temperado e revenido)

A **tabela 4.11** mostra os resultados obtidos para as ligas no estado apenas temperado a 1200°C e triplamente revenido a 560°C por 1 hora, isto é, sem processo prévio de decomposição e esferoidização. O comportamento de todas as ligas, exceto da liga I, foi muito parecido e acima dos resultados apresentados pelo aço convencional VM2 e pelo aço sinterizado SINTER 23, tratados nas mesmas condições.

Os resultados de tenacidade à fratura para o aço VM2 e Sinter 23 temperados simultaneamente aos aços fundidos também estão apresentados na **tabela 4.11** para facilitar a comparação dos resultados. Importante ressaltar que o aço VM2 foi ensaiado utilizando corpos de prova curtos circulares, enquanto os demais foram ensaiados utilizando corpos de prova curtos retangulares.

Tabela 4.11 – Variação da dureza e da tenacidade à fratura do aço M2 fundido e modificado isento de tratamento prévio de decomposição e esferoidização.

Amostras	Durezas (HRC)	K _{ICV} (MPa x m ^{1/2})
I – T	66,1 ± 0,3	24,5 ± 1,8
II – T	66,2 ± 0,2	19,8 ± 1,0
III – T	66,5 ± 0,6	20,6 ± 2,3
IV – T	65,9 ± 0,6	19,7 ± 1,3
VM2	65,4 ± 0,6	15,3 ± 1,4
SINTER 23	66,4 ± 0,7	12,7 ± 0,6

4.2.2.2.1.2 – Material decomposto a 1050°C

Os resultados de dureza e tenacidade à fratura do aço M2 fundido e modificado decomposto a 1050°C por diferentes tempos estão sintetizados na **tabela 4.12** e descritos nas **figuras 4.31 e 4.32**, respectivamente.

Tabela 4.12 – Variação da dureza e tenacidade à fratura com o tratamento de decomposição prévio a 1050°C.

Amostras	Durezas (HRC)	K _{ICV} (MPa x m ^{1/2})
I - A	64,3 ± 0,8	24,6 ± 1,7
I - B	63,3 ± 0,6	18,1 ± 0,9
I - C	64,1 ± 1,2	21,5 ± 2,5
II - A	63,9 ± 0,7	23,6 ± 3,3
II - B	64,1 ± 0,8	16,9 ± 0,4
II - C	65,1 ± 0,9	20,8 ± 3,2
III - A	65,1 ± 0,4	24,7 ± 1,4
III - B	64,7 ± 0,6	22,6 ± 3,2
III - C	65,9 ± 0,3	21,0 ± 1,5
IV - A	65,3 ± 0,6	19,9 ± 1,6
IV - B	64,9 ± 0,5	19,5 ± 3,2
IV - C	65,3 ± 0,9	18,4 ± 1,2

A dureza apresentou discreto aumento com o tempo de tratamento, enquanto a tenacidade à fratura apresentou uma tendência geral de queda com o aumento do tempo de tratamento. As ligas I e II apresentaram uma queda ainda mais acentuada no tratamento por 2 horas.

Figura 4.31 - Variação da dureza como o tempo de decomposição a 1050°C do aço M2 fundido e modificado.

Figura 4.32 - Variação da Tenacidade à fratura como o tempo de decomposição a 1050°C do aço M2 fundido e modificado.

4.2.2.2.1.3 – Material decomposto a 1150°C

Os resultados de dureza e tenacidade à fratura obtidos nas amostras decompostas a 1150°C estão sintetizados na **tabela 4.13** e descritos nas **figuras 4.33 e 4.34**, respectivamente. A dureza mostra-se praticamente constante, independente do tempo de decomposição. A tenacidade à fratura por sua vez, além da grande dispersão dos resultados obtidos, apresentou tendência discreta de aumento com o tempo de decomposição.

Tabela 4.13 – Variação da dureza e tenacidade à Fratura chevron (K_{ICV}) com o tratamento de decomposição prévio a 1150°C.

Amostras	Dureza (HR _C)	K_{ICV} (MPa x m ^{1/2})
I – D	65,7 ± 0,5	18,2 ± 1,7
I – E	65,2 ± 0,4	24,4 ± 0,5
I – F	65,3 ± 0,7	22,0 ± 3,1
II – D	65,6 ± 0,5	19,6 ± 1,2
II – E	65,7 ± 0,5	21,1 ± 1,4
II – F	65,8 ± 0,5	23,1 ± 3,0
III – D	66,3 ± 0,3	21,4 ± 4,8
III – E	66,2 ± 0,6	21,7 ± 1,3
III – F	66,3 ± 0,6	23,5 ± 2,5
IV – D	66,3 ± 0,4	21,5 ± 3,7
IV – E	66,2 ± 0,6	20,2 ± 2,9
IV – F	65,7 ± 0,6	22,0 ± 2,7

Figura 4.33 - Variação da Dureza (HR_C) com o tempo de decomposição a 1150°C.

Figura 4.34 - Variação da Tenacidade à Fratura (K_{ICV}) com o tempo de decomposição a 1150°C do aço M2 fundido e modificado.

4.2.2.2.1.4 – Material decomposto a 1200°C

Os resultados de dureza e de tenacidade à fratura obtidos nas amostras decompostas a 1200°C estão sintetizados na **tabela 4.14** e descritos nas **figuras 4.35 e 4.36**, respectivamente.

Tabela 4.14 - Variação da dureza e tenacidade à Fratura chevron (K_{ICV}) com o tratamento de decomposição prévio a 1200°C.

Amostras	Durezas (HR _C)	K_{ICV} (MPa x m ^{1/2})
I – G	66,1 ± 0,3	16,7 ± 1,1
I – H	65,5 ± 0,4	22,0 ± 3,4
I – I	65,2 ± 0,6	22,2 ± 1,2
I – J	65,3 ± 0,4	24,5 ± 5,7
II – G	66,2 ± 0,2	19,0 ± 0,1
II – H	64,8 ± 0,9	19,3 ± 2,5
II – I	65,0 ± 0,7	22,3 ± 1,0
II – J	65,3 ± 0,7	25,4 ± 1,3
III – G	66,5 ± 0,6	21,3 ± 2,0
III – H	65,3 ± 0,8	20,6 ± 2,1
III – I	65,3 ± 0,5	22,8 ± 0,9
III – J	64,7 ± 0,5	33,5 (1)
IV – G	65,8 ± 0,8	16,7 ± 2,0
IV – H	63,9 ± 1,0	20,1 ± 4,1
IV – I	64,8 ± 1,3	19,7 ± 0,4
IV – J	64,1 ± 0,8	30,9 ± 1,0

Os resultados indicam uma leve tendência de queda na dureza (HR_C) com o tempo de tratamento de decomposição. Por outro lado, os resultados de tenacidade à fratura apresentam uma tendência pouco definida de crescimento até o tempo de tratamento de 8 horas. Entretanto, as amostras tratadas por 24 horas apresentam um incremento mais consistente na tenacidade à fratura, principalmente nas ligas III e IV. Neste ponto cabe notar o grande desvio dos resultados obtidos nas amostras da liga I.

Figura 4.35 - Variação dureza (HR_C) com o tempo de decomposição a 1200°C do aço M2 fundido e modificado

Figura 4.36 - Variação Tenacidade à Fratura (K_{ICV}) com o tempo de decomposição a 1200°C do aço M2 fundido e modificado.

4.2.2.2.2 – Variação da tenacidade à fratura *chevron* com a temperatura de decomposição.

Outra forma de se tratar os resultados de tenacidade à fratura, apresentados acima, obtidos pela metodologia *chevron*, é fixar o tempo de decomposição prévia. As **figuras 4.37 e 4.38** apresentam a variação da dureza e da tenacidade à fratura Tomando os valores médios obtidos as amostras tratadas por 12 minutos nas diferentes temperaturas apresentaram queda da tenacidade à fratura com o aumento destas temperaturas (**figura 4.38**). Este comportamento está coerente com o comportamento da dureza que aumentou com a temperatura de tratamento (**figura 4.37**).

Figura 4.37 - Variação da dureza (HR_C) com a temperatura de decomposição no tratamento por 12 minutos do aço M2 fundido e modificado.

Figura 4.38 - Variação da Tenacidade à Fratura (K_{ICv}) com a temperatura de decomposição no tratamento por 12 minutos do aço M2 fundido e modificado.

O comportamento da dureza e da tenacidade à fratura das amostras tratadas por duas horas está descrito nas **figuras 4.39 e 4.40**, respectivamente. Em termos gerais, as duas propriedades apresentam discreta tendência de subida com a temperatura de tratamento. As ligas III e IV apresentam tendência de queda enquanto que as ligas I e II apresentam um discreto pico no tratamento a 1150°C.

Figura 4.39 - Variação da dureza (HR_C) com a temperatura de decomposição no tratamento por 2 horas do aço M2 fundido e modificado.

Figura 4.40 - Variação da Tenacidade à Fratura (K_{ICV}) com a temperatura de decomposição no tratamento por 2 horas do aço M2 fundido e modificado.

O comportamento das amostras tratadas a 8 horas, por sua vez, está descrito nas **figuras 4.41 e 4.42**, respectivamente. O comportamento geral do material indica uma quase constância no comportamento da dureza, com um leve pico no tratamento a 1150°C, enquanto que a tenacidade à fratura apresenta pequena queda após o pico de 1150°C, principalmente na liga IV.

Figura 4.41 - Variação da dureza (HR_C) com a temperatura de decomposição no tratamento por 8 horas do aço M2 fundido e modificado.

Figura 4.42 - Variação da Tenacidade à Fratura (K_{ICV}) com a temperatura do tratamento de decomposição por 8 horas do aço M2 fundido e modificado.

4.2.2.2.3 – Variação da tenacidade à fratura convencional (K_{IC}) com a temperatura de decomposição do aço M2 fundido e modificado (ligas I e II).

O comportamento dos resultados de tenacidade à fratura obtidos através da metodologia convencional está descrito na **figura 4.43** e na **tabela 4.15**. Como nos resultados obtidos pela metodologia *chevron*, ocorreu forte dispersão dos resultados. A liga I apresentou tendência de queda nos valores de tenacidade à fratura com a temperatura de decomposição, enquanto que a liga II apresentou comportamento crescente.

Tabela 4.15 - Variação da dureza e da tenacidade à fratura convencional (K_{IC}) do aço M2 fundido e modificado.

Amostras	Durezas (HR _C)	K_{IC} (MPa x m ^{1/2})
I – T	66,1 ± 0,3	21,4 ± 5,8
II – T	66,2 ± 0,2	18,2 ± 0,8
I - B	63,3 ± 0,6	24,7 ± 1,3
II - B	64,1 ± 0,8	22,3 ± 0,8
I – E	65,2 ± 0,4	21,0 ± 0,5
II – E	65,7 ± 0,5	22,8 ± 1,6
I – H	65,5 ± 0,4	21,2 ± 0,7
II – H	64,8 ± 0,9	23,4 ± 0,7

Figura 4.43 – Variação da tenacidade à fratura convencional (K_{IC}) com os tratamentos de decomposição e esferoidização prévios do aço M2 fundido e modificado.

4.2.2.2.4 - Análise da superfície de fratura

De maneira geral, a superfície de fratura do aço M2 fundido e modificado, nas diferentes condições de decomposição e esferoidização, apresenta característica de quase clivagem típico dos aços rápidos, além de forte presença de carbonetos não dissolvidos. As fractografias típicas dos materiais isento de decomposição e decompostos a 1050 °C por 12 minutos e 2 horas estão descritas na **figura 4.44**. As fractografias típicas do material decomposto a 1150 e 1200°C estão descritas nas **figura 4.45**. Não existem grandes diferenças entre as superfícies de fratura nesta faixa de tratamento. Por outro lado, as fractografias do material decomposto a 1200°C a partir de 8 horas apresentam uma superfície de fratura com facetas de quase-clivagem maiores que nos casos anteriores. As fractografia dos materiais decompostos por 24 horas explicitam, além do diversos

mecanismos, crescimento tanto pela clivagem dos carbonetos quanto pela interface carboneto/matriz (**figura 4.46**).

Figura 4.44 – Fractografias típicas do aço M2 fundido, modificado. (a) isento de decomposição; (b) decomposto previamente a 1050°C por 12 minutos; (c) decomposto por 2 horas. MEV-ES.

Figura 4.45 – Fractografias do aço M2 fundido, modificado (liga II) e decomposto previamente a 1150 (a) e 1200°C (b) por 2 horas. MEV-ES.

(a)

(b)

(c)

Figura 4.46 – Fractografias típicas de amostras *chevron* decompostas a 1200 °C.
(a) 8 horas (liga II); (b) 24 horas (liga I); (c) 24 horas (liga III). MEV–ES.

5 - DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

5.1 – Solidificação e tratamentos térmicos de decomposição e esferoidização do aço M2 fundido e modificado.

O fato de não ter ocorrido a precipitação eutética do carboneto M_6C mesmo na liga III, modificada ao Ce, está de acordo com a literatura em relação aos teores de vanádio (**Boccalini, 1996**), uma vez que este carboneto não dissolve este elemento. Além disso, a não precipitação do M_6C é um indício de que as velocidades de solidificação foram elevadas.

Inicialmente, era esperado que os elementos modificadores atuassem tanto na diminuição do espaçamento interdendrítico como na homogeneidade da distribuição das poças eutéticas, como obtido por Boccalini (**Boccalini, 1996**). Ele verificou a diminuição do espaçamento interdendrítico com as adições do Sb, N e Ce para velocidades de resfriamento acima de $1,5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, além da homogeneização na distribuição e uniformidade no tamanho das poças eutéticas. Posteriormente, Boccalini e colaboradores (**1997; 2001**) mostraram que as variáveis determinantes do espaçamento interdendrítico foram a velocidade de solidificação e a composições químicas base, variáveis que não foram exploradas neste trabalho. Desta forma, a pouca influência dos elementos modificadores sobre o espaçamento interdendrítico confirma esta hipótese.

Os valores de espaçamento interdendrítico encontrados permitiram estimar a velocidade de solidificação, a partir da correlação direta com regressões apresentadas na literatura (**Boccalini e Goldenstein 2001; Fischmeister et. al, 1989**), como sendo da ordem de $1,5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$. Este valor justifica a ausência de precipitação do carboneto M_6C eutético.

A morfologia do início da decomposição do carboneto M_2C , no tratamento a $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ por 12 minutos indica que o processo é controlado pela difusão do ferro na austenita e do vanádio no carboneto (**Maziero e Boccalini, 2000**), uma vez que a precipitação dos carbonetos M_6C e MC é simultânea. Ou seja, diferente da morfologia de decomposição apresentada por Lee e colaboradores (**Lee et. al, 1998**). Resumidamente, no material fundido, o processo de decomposição tem início com a difusão do ferro para o carboneto M_2C , promovendo a precipitação do carboneto M_6C ; simultaneamente a esta precipitação a interface M_6C/M_2C torna-se rica em vanádio, o que promove a precipitação do carboneto MC . Este processo se repete sucessivamente até o consumo total do M_2C , promovendo

uma distribuição estratificada em camadas dos carbonetos produto MC e M_6C , como é visto na **figura 4.20**, apresentada no capítulo de resultados.

Em relação à decomposição, a velocidade do processo depende antes da estabilidade do carboneto M_2C que da presença ou não da morfologia apresentada por este carboneto, como discutido por Maziero e Boccalini (2000). Isto explica a menor taxa de decomposição apresentada pela liga II. Esta liga apresenta morfologia do carboneto M_2C quase que totalmente regular-complexa (tipo 2), induzida pela ação modificadora do nitrogênio, que também é estabilizador do carboneto M_2C .

5.2 – Ensaios mecânicos

5.2.1 - Ensaios de flexão

Os resultados obtidos nos ensaios de resistência à flexão nos aços M2 fundidos indicam que os tratamentos térmicos de decomposição, esferoidização e engrossamento incrementam a resistência à ruptura transversal destes aços. Este fenômeno pode ser explicado pela quebra da continuidade das lamelas de carboneto eutético durante a decomposição do carboneto M_2C , aumentando a presença de matriz entre os carbonetos e a quantidade de interface carboneto/matriz. Com o engrossamento subsequente durante tratamentos prolongados aumenta o caminho livre médio entre os carbonetos interdendríticos e intradendríticos. Com isso, o crescimento sub-crítico das trincas diminuiria pela ação da matriz e pela diminuição do efeito de entalhe dos carbonetos.

Entretanto, mesmo os melhores resultados obtidos para o aço fundido estão bem abaixo dos resultados apresentados pelo aço VM2 trabalhado mecanicamente (**figura 5.1**). Além da menor resistência à ruptura transversal, os aços fundidos apresentaram ainda menor deformação total e sua ruptura, ainda se deu deformação plástica macroscópica aparente. Os defeitos de fundição e o maior tamanho médio dos carbonetos presentes no material fundido explicariam estes fatos.

Por outro lado, os resultados obtidos para o aço fundido estão de acordo com a literatura (Hellman, 1975; Geller, 1978). Como a resistência à ruptura transversal é muito afetada pela distribuição dos carbonetos não dissolvidos, não surpreende a semelhança entre os resultados dos aços fundidos e de aços submetidos a pequenas relações de redução ou até mesmo ensaiados segundo

direções orientadas desfavoravelmente em relação a esta distribuição de carbonetos. Fischmeister e Olsson (**Fischmeister e Olsson, 1980**) mostram resultados parecidos para o aço M2 produzido por ESR pouco deformado e apresentando carbonetos maiores, e aços convencionais superaquecidos durante a têmpera.

Figura 5.1 – Variação da resistência à ruptura transversal (MPa) com a dureza. Aços VM2, M2 Thyssen, M2 fundido, modificado e tratado termicamente.

O comportamento do aço trabalhado VM2, por sua vez, está em sintonia com alguns resultados da literatura. De acordo com dados apresentados por **Fischmeister e Olsson (1980)**, a resistência à ruptura transversal aumentou em todos os aços estudados naquela ocasião, exceto no aço M2 convencional que apresentou queda na resistência a partir de durezas da ordem de 64 HR_C. Por outro lado, não corresponde ao encontrado em recente trabalho (**Mesquita e Barbosa, 2000**), em que a resistência à flexão diminui com a temperatura de austenitização. Ou seja, exatamente ao contrário do comportamento detectado neste trabalho. Além disso, os resultados apresentados estão muito acima dos encontrados neste trabalho. Os motivos para esta diferença de comportamento podem ser os seguintes: prováveis diferenças nos tratamentos térmicos; as configurações de ensaio são diferentes: lá utilizou-se flexão em quatro pontos em corpos de seção circular, enquanto que aqui utilizou-se flexão em três pontos em corpos de seção retangular. Conforme **Roberts e Grobe (1954)**, os resultados obtidos a partir da flexão em três e quatro pontos deveriam ser compatíveis. Por outro lado, os efeitos de borda nos corpos de prova retangulares, certamente influenciaram negativamente a resistência à flexão.

Além deste aspecto de configuração do ensaio, existe um outro metalúrgico: enquanto Mesquita e Barbosa (**Mesquita e Barbosa, 2000**)

obtiveram tamanhos de grão mais refinados, variando entre 5,5 e 7,5 μm aproximadamente, este trabalho obteve grão com tamanho variando entre 7,9 e 9,5 μm .

Em relação à correção do momento de resistência à flexão proposta por Geller (**Geller 1978**) e Inesson e Hoyle (**Inesson e Hoyle 1954**) deve-se considerar o fato de os ensaios de flexão em quatro pontos tendem a apresentar maior deformação que os ensaios em três pontos (**Roberts e Grobe, 1954**). Sob este aspecto, como em nenhum dos trabalhos se aplicou as correções do momento de resistência e que o fator de correção aumentar com a deflexão plástica, a possibilidade de se superavaliar a resistência à ruptura transversal aumenta à medida que a deformação plástica aumenta. Desta forma, o fator de correção que deve ser aplicado aos valores apresentados por Mesquita e Barbosa (**Mesquita e Barbosa, 2000**) deve ser maior, ou seja, a resistência à flexão real apresentada por estes pode ser consideravelmente menor que aqueles valores (redução de até 20% se for aplicado o fator de correção de 1,2).

5.2.2 – Ensaios de tenacidade à fratura

Os ensaios com o aço VM2 temperado e revenido apresentaram resultados com esperado, isto é, a tenacidade à fratura diminuiu com o aumento da temperatura de austenitização e foi ainda menor com a temperatura de revenimento de 560 °C, portanto aproximadamente na condição de máxima de máxima dureza secundária. Este comportamento, para uma mesma distribuição de carbonetos primários não dissolvidos, se explica pelo aumento da precipitação de carbonetos no revenimento, ou seja, com a diminuição do caminho livre médio entre estes. O modelo de Orowan pode ser aplicado aqui, isto é, o aumento na precipitação de carbonetos secundários dificulta a movimentação de discordâncias e, com isso, diminui o tamanho da zona plástica e, portanto, a tenacidade à fratura. Se a temperatura de revenimento aumenta (de 560 °C para 590 °C) aumenta também o caminho livre médio, uma vez que nas temperaturas maiores ocorre o engrossamento dos carbonetos secundários.

Os resultados de tenacidade à fratura do aço VM2, obtidos através da metodologia *chevron* foram compatíveis com alguns trabalhos da literatura (**Lou e Averbach, 1983**), apesar de um pouco menores que os valores apresentados (**figura 5.2**), o que demonstra a consistência da metodologia *chevron*, pelo menos

nas condições de menor tenacidade, características dos aços rápidos nas condições de tratamentos térmicos mais usuais. Estas comparações, entretanto, tem validade discutível, uma vez que os aços rápidos são muito sensíveis a variações dos tratamentos térmicos, o que explica a grande variedade de resultados apresentados na literatura para a tenacidade à fratura destes aços.

Figura 5.2 – Comparação dos valores de tenacidade à fratura obtidos através da metodologia chevron com valores obtidos pela metodologia convencional (**Lou e Averbach, 1983**), para as mesmas faixas de dureza.

Em relação à variação da tenacidade à fratura com a velocidade do ensaio, o comportamento apresentado pelo material no estado apenas temperado tem similares na literatura. Em ensaio de tração, o limite de resistência de ferros fundidos nodulares austemperados, apresentando altos teores de austenita retida, aumentou com a velocidade de ensaio (**Cueva, 1998**). A explicação encontrada para este aumento da tenacidade à fratura é o aumento da taxa de transformação induzida por deformação da austenita metaestável (**Pacyna, 1987**). Por outro lado, não se encontrou paralelo na literatura para o fato de o material apresentar uma retomada do aumento da tenacidade à fratura à medida que a austenita retida diminui, pela ação dos tratamentos térmicos. Nas demais condições intermediárias os resultados independem das velocidades de ensaio.

5.2.2.1 - Formato das curvas obtidas nos ensaios de tenacidade à fratura

As curvas obtidas durante os ensaios *chevron* de amostras dos aços rápidos fundidos não apresentaram significativas diferenças de aspecto, apesar das diferentes condições de tratamento térmico e modificação das amostras ensaiadas. Uma pequena diferença que pode ser levantada é o aumento do deslocamento total da linha de carga com o aumento do tempo e/ou temperatura

de decomposição e esferoidização engrossamento (**figura 5.3**). Uma característica marcante é a forte presença de múltiplos pequenos *pop in's* em todos os ensaios. Em relação à execução dos ensaios, apenas em alguns ensaios preliminares com os aços SINTER 23 e DIN 100Cr6, os resultados foram invalidados devido à ocorrência de curvas em que a carga de nucleação superou a resistência à fratura do material, conforme critério da literatura (**Sakay e Bradt, 1993**). Estas ocorrências se deveram à inabilidade inicial em se confeccionar o entalhe *chevron*, muitas vezes descentralizados e com ponta pouco aguda.

Figura 5.3 – Aspecto típico dos gráficos obtidos nos ensaios de tenacidade à fratura *chevron*. (a) ensaio do material tratado a 1050 °C por 12 minutos; (b) ensaio do material tratado a 1200 °C por 8 horas; (c) e por 24 horas. Os gráficos estão foram de escala.

Nos ensaios convencionais, por sua vez, a forma dos gráficos foi similar ao do tipo III descrito na norma ASTM E399 (**ASTM, 1990**), isto é, em que a carga condicional P_Q é praticamente igual à carga máxima. O formato da frente de trinca, revelado pelo uso de líquido penetrante logo após o pré-trincamento, apesar do método de pré-trincamento, mostrou-se pouco curvo. Prova disso, é que os *pop in* previstos por Olsson e Fischmeister (**Olsson e Fischmeister, 1978**) para superar a curvatura da pré-trinca, isto é para tornar a frente de trinca retilínea, antes de se atingir o tamanho crítico, não estiveram presentes.

5.2.2.2 - Caminho da trinca.

Em relação aos caminhos de trinca observados em seções normais ao plano da superfície de trinca, tanto nos corpos de prova convencionais (**figura 5.4**) quanto *chevron* (**figura 5.5**), o crescimento se dá principalmente pela região interdendrítica. Os vários mecanismos descritos por Fischmeister (**Fischmeister, 1990**) para carbeto sinterizados estão presentes. Há ocorrências de crescimento da trinca nos contornos entre os carbonetos, crescimento por clivagem do carboneto de decomposição M_6C , crescimento pela interface carboneto/matriz e, ainda, crescimento pela matriz, nas proximidades do contorno dendrítico, na região isenta de precipitados. Há ainda a ocorrência de fratura transgranular da matriz.

Figura 5.4 – Caminho da pré-trinca obtida por impacto em corpos de prova convencionais (C(T)) do aço M2 fundido e modificado (liga II): (a) apenas temperada e revenida, isenta de decomposição; (b) decomposta a 1050°C; (c) decomposta a 1150°C; (d) decomposta a 1200°C.

Figura 5.5 – Caminho preferencial da trinca num entalhe *chevron*. Amostras retiradas na direção transversal ao plano de propagação da trinca do aço M2 fundido e modificado.

5.2.2.3 - Comparação das tenacidades à fratura dos diversos materiais avaliados.

Os resultados de tenacidade à fratura obtidos para os diversos materiais avaliados mostram um comportamento que referenda apenas em parte a afirmação de que a tenacidade à fratura, para os níveis de dureza máxima nos aços rápidos, tende a ser independente das características dos carbonetos dispersos, não dissolvidos (**figura 5.6**). Os aços fundidos, nas mais distintas condições de decomposição e esferoidização, mesmo apresentando dureza maior mostraram-se mais tenazes que os aços trabalhados mecanicamente. Além disso, como visto anteriormente, o aço fundido decomposto a 1200°C por 24 horas apresentou tenacidade superior.

Figura 5.6 - Variação da tenacidade à fratura (K_{ICV} e K_{IC}) com a dureza (HR_C). Aços Din 100Cr6, VM2, M2 Thyssen, Sinter 23 e M2 fundido, modificado e tratado termicamente.

Os trabalhos (**Berns, 1996 e Broekmann, 1996**) que apresentam melhores resultados de tenacidade à fratura para os aços rápidos fundidos que os aços trabalhados tratados simultaneamente, isto é, nas mesmas condições de tratamento, não discutem os motivos deste fenômeno. Uma explicação encontrada na literatura para este caso indica que, nos aços fundidos, a nucleação e o crescimento subcrítico de trincas seriam dificultados pela distribuição heterogênea dos carbonetos (**Cherkasov et. al, 1986**). Ou seja, a maior distância entre os carbonetos, concentrados na região interdendrítica, diminuiria a chance de que a trinca “enxergasse” estes defeitos, tendendo a caminhar pela matriz. Entretanto, esta hipótese parece pouco coerente com o fato de o caminho preferencial da trinca ter sido pela região interdendrítica e não pela matriz. A explicação mais consistente para o fenômeno pode ser dada pela correlação entre a microdureza ($HV_{0,5}$) e a tenacidade à fratura dos aços fundidos e do aço VM2 (**tabela 5.1**), mostra que a tenacidade varia inversamente com a microdureza, isto é, a menor tenacidade à fratura do aço VM2 está ligada à sua maior microdureza em relação aos outros materiais.

Por outro lado, os aços M2 tratados a 1200 °C por 24 horas, isto é, na condição de máxima tenacidade, foram os que apresentaram a maior microdureza (**tabela 5.2**). Este fato demonstra que é necessário se tomar alguns cuidados quando se faz a afirmação de que a tenacidade à fratura é determinada principalmente pelas características da matriz. Não há dúvidas de que o processo de esferoidização e engrossamento dos aços rápidos fundidos é favorável à

tenacidade à fratura. O crescimento da tenacidade à fratura está acompanhado de uma maior participação dos carbonetos esferoidização e engrossados na superfície de fratura (**figuras 5.7 e 5.8**). Como o caminho preferencial das trincas foi a região interdendrítica e como pode se ver na **figura 5.8** o estágio avançado da esferoidização e engrossamento dos carbonetos aumenta o caminho livre médio entre estes carbonetos, o que aumenta a tenacidade à fratura.

Tabela 5.1 – Relação entre a microdureza Vickers ($HV_{0,5}$) e a tenacidade à fratura chevron (K_{ICV}) dos aços rápidos VM2 e M2 fundido e modificado no estado temperado a 1200 °C por 5 minutos e triplamente revenido a 560°C por 1 hora.

Amostras	Microdureza Vickers ($HV_{0,5}$)	K_{ICV} (MPa x m ^{1/2})
I – T	725 ± 56,8	24,5 ± 1,8
II – T	772,5 ± 44,1	19,8 ± 1,0
III – T	768,3 ± 52,0	20,6 ± 2,3
IV – T	778,5 ± 36,0	19,7 ± 1,3
VM2	792,0 ± 14,0	15,3 ± 1,4

Tabela 5.2 – Relação entre a microdureza Vickers ($HV_{0,5}$) e a tenacidade à fratura chevron (K_{ICV}) dos aços rápidos M2 fundido e modificado tratado a 1200 °C por 24 horas. Seguido de têmpera a 1200 °C por 5 minutos e revenimento triplo a 560°C por 1 hora.

Amostras	Durezas (HR _C)	K_{ICV} (MPa x m ^{1/2})
I - J	804,5 ± 24,1	24,5 ± 5,7
II - J	801,0 ± 25,1	25,4 ± 1,3
III - J	801,3 ± 22,1	33,5
IV - J	786,3 ± 21,7	30,9 ± 1,0

(a)

(b)

Figura 5.7 – Fractografias do aço M2 fundido, modificado (liga II) e decomposto previamente a 1200 °C: (a) por 2 horas; (b) por 8 horas. MEV elétrons retro-espalhados.

Figura 5.8 – Fractografias típicas de amostras *chevron* decompostas por 24 horas a 1200°C. Ligas I (a) e (b); III. MEV – elétrons retro-espalhados.

5.2.2.4 - Comparação entre os métodos de ensaio de tenacidade à fratura.

Os resultados de tenacidade à fratura obtidos a partir das duas metodologias utilizadas (*chevron* e convencional) são bastante distintos, o que não permite estabelecer uma correlação matemática satisfatória, que possibilite transformar os valores de K_{ICV} em K_{IC} , como o fez Munz (1981). Tanto nos ensaios com o aço DIN 100 Cr6 (ver anexo I), quanto nos ensaios com o aço M2 fundido e modificado, a metodologia convencional, na maioria das vezes, proporcionou resultados superiores aos levantados a partir da metodologia *chevron*. Se no caso do aço DIN 100 Cr6 este fato pode estar ligado à presença da austenita retida metaestável e à possibilidade desta presença, somada ao método de pré-trincamento por impacto, induzir tensões residuais que incrementem a tensão crítica de crescimento de trinca, no caso dos aços fundidos esta hipótese deixa de ter validade, uma vez que o mesmo foi temperado e revenido para teores de austenita retida, segundo a literatura (Roberts Wilson, 1975), de no máximo 2,0%. No caso do aço DIN 100Cr6 (anexo I), na situação de máxima tenacidade (em que os valores de tenacidade (K_{ICV} e K_{IC}) são bastante distintos), nota-se uma mudança no mecanismo de crescimento de trinca com o surgimento de facetas de clivagem nas amostras convencionais. Nos aços rápidos não existem significativas diferenças entre as morfologias das superfícies de fratura obtidas a partir das distintas metodologias de ensaio.

Além disso, os resultados da metodologia convencional nem sempre foram maiores que os da metodologia *chevron*, como no caso da liga I (figura 5.9). A liga II, por sua vez, apresentou comportamento parecido com o aço DIN 100 Cr6 (figura 5.10). De qualquer forma, a síntese dos resultados comparativos (figura

5.11) indica uma baixa correlação entre os resultados obtidos a partir das metodologias convencional (pré-trincamento pelo método de Harris e Dunegan) e *chevron*. Portanto, atribuir esta diferença de resultados ao método de pré-trincamento ou à presença da austenita retida (no caso do aço DIN 100Cr6) é mera hipótese, que necessita de novos estudos para ser comprovada.

Figura 5.9 – Comparação entre as tenacidades à fratura Chevron (K_{ICV}) e convencional (K_{IC}) da liga I decomposta por 2 horas em várias temperaturas.

Além da questão da influência do método de pré-trincamento levantada anteriormente, outras hipóteses podem ser levantadas para explicar este fenômeno: i) erro na determinação do verdadeiro tamanho de trinca no método convencional; ii) estado plano de tensão decorrente das pequenas dimensões dos corpos de prova convencionais; iii) erro nas dimensões dos corpos de prova chevron, de forma que os modelos utilizados estariam sub-avaliando os valores de tenacidade à fratura.

Figura 5.10 – Comparação entre as tenacidades à fratura *chevron* (K_{ICV}) e convencional (K_{IC}) da liga II decomposta por 2 horas em várias temperaturas.

Figura 5.11 – Correlação entre os resultados obtidos pelas metodologias chevron e convencional dos aços DIN 100Cr6 e M2 fundido, modificado e tratado termicamente.

A hipótese de erro na determinação do verdadeiro tamanho de trinca nos corpos de prova convencionais deve ser levada em consideração, pois o método de revelação por líquido penetrante pode estar “sujando” a superfície de trinca durante o ensaio. Esta ocorrência, entretanto não pôde ser verificada, pois mesmo com o auxílio de lupas e microscopia de varredura não foi possível estabelecer a distinção entre a pré-trinca e o crescimento instável.

A ocorrência do estado plano de tensões não se confirmou, pois a superfície de fratura não apresentou a ocorrência de “*shear lips*” próximas das superfícies do corpo de prova. Em relação às dimensões dos corpos de prova *chevron*, a possibilidade de interferência nos resultados deve ser considerada apenas para o caso da espessura do entalhe obtida, da ordem de 0,40 mm, isto é maior que o recomendado na literatura. Neste caso, segundo Barker (1983), a interferência seria pequena, o que não justificaria a discrepância encontrada.

Diante das afirmações acima, o fato de não se ter aplicado a correção “inelástica” (p) aos resultados *chevron* obtidos, tomando a carga máxima pode ser uma outra justificativa para esta grande diferença entre os resultados. Se aplicarmos de forma generalizada, a todos os experimentos, os valores médios de p obtidos, isto é, em torno de 0,10, estes valores seriam em média incrementados em aproximadamente 10,0%, diminuindo com isso a diferença entre os resultados de K_{ICV} e K_{IC} , entretanto, sem superá-la.

Em relação às dimensões dos corpos de prova é importante lembrar que a espessura do entalhe, da ordem de 0,40 mm era maior que os recomendados nas diversas fontes estudadas. Algumas correções, entretanto, indicam que este fator tem influência menor sobre os resultados de tenacidade à fratura obtidos pela metodologia *chevron*. A norma para carbeto sinterizados (ASTM B771–87) propõe uma série de correções inerentes a eventuais desvios das dimensões dos corpos de prova. Como as outras dimensões não apresentaram grande variação em relação aos padrões, a correção proposta se dilui. Além disso, Barker (**Barker, 1983**), apresenta resultados de calibração de corpos de prova *chevron* em que variações na espessura do entalhe é o fator geométrico, dentre os demais, que menos interfere no valor do fator de intensificação geométrico A (similar a Y, só que calculado tomando em consideração a relação entre a e B, enquanto Y é estabelecido a partir da relação entre a e W).

Por outro lado, os resultados apresentam uma limitação estatística importante, com grande dispersão de resultados e foram obtidos para um número pequeno de amostras equivalente a cada ponto, isto é, atendendo a recomendação da norma ASTM E1304–97, portanto tomando a média aritmética de apenas três ensaios.

5.2.2.5 - Relação entre a tenacidade à fratura e a resistência à ruptura transversal.

Apesar de o tamanho dos defeitos críticos tanto para os aços convencionais quanto para os aços fundidos não terem sido determinados, algumas considerações sobre a relação entre a tenacidade à fratura e a resistência à ruptura transversal podem ser feitas, aplicando-se os modelos de correlação propostos entre as duas propriedades apresentados na literatura (**Fischmeister, 1982; Olsson e Fischmeister, 1980**), a partir das considerações da MFLE.

Como os aços convencionais apresentam defeitos com o parâmetro Q sempre menores que os valores teóricos ($Q = 1,26$, no caso de defeitos internos; e $Q = 1,43$, no caso de defeitos superficiais), desde que submetido a tratamento térmico adequado isento de super-aquecimento, é razoável afirmar que estes apresentem defeitos críticos sensivelmente menores que os aços fundidos. Isto explica o fato destes materiais apresentarem maior resistência à flexão, apesar da menor tenacidade à fratura. Isto se deve ao fato de que os carbonetos são mais

finos e melhor distribuídos, de forma que diminui a probabilidade de nucleação de trincas. Por outro lado, esta distribuição melhor favorece a propagação da trinca, o que limita a tenacidade à fratura.

No caso dos aços fundidos é razoável esperar defeitos sub-críticos bem maiores que os dos aços convencionais. A distribuição dos pontos no gráfico (**figura 5.12**) indicam que os defeitos que atuam na nucleação de trincas apresentam uma ampla faixa de valores do parâmetro Q. Além da pior distribuição dos carbonetos e de seu maior tamanho médio, é provável que defeitos de fundição internos ($Q=2,2$) atuem na nucleação de defeitos subcríticos no aço fundido. Estes defeitos de fundição seriam os principais responsáveis pela limitação dos valores da resistência à ruptura transversal do aço fundido a patamares muito abaixo dos valores apresentados pelo aço convencional. Por outro lado, o fato de a resistência à ruptura transversal aumentar com o avanço dos processos de decomposição, esferoidização e engrossamento indica que os carbonetos também interferem no processo. Esta interferência é cada vez menor à medida que a estrutura bruta é quebrada e o formato de plaquetas vai gradativamente dando lugar a carbonetos esferoidizados.

Figura 5.12 – Relação entre a resistência à ruptura transversal (MPa) e a tenacidade à fratura ($\text{MPa} \times \text{m}^{1/2}$) dos aços rápidos VM2 e M2 fundido, modificado e tratado termicamente, estabelecida a partir dos valores teóricos do parâmetro Q.

5.3 - Considerações finais

A cultura predominante no meio dos aços rápidos indica que estes devem ser usados sempre na condição de máxima dureza, nas aplicações mais corriqueiras. Este comportamento não dá nenhuma importância aos mecanismos

de crescimento de trincas. Alguns trabalhos (**Miihkinen e Pietikainen, 1986**) indicam que condições de tratamento térmico que proporcionam melhor resistência à propagação de trincas, portanto maior tenacidade à fratura, obtidas em tratamentos de têmpera e revenimento em menores temperaturas, podem proporcionar melhor performance **(figura 5.13)**. O aparente conservadorismo do setor aliado às dificuldades em se determinar a tenacidade à fratura destes materiais e um velado desinteresse em fazê-lo, pode ser uma importante barreira para esta mudança de paradigma.

A discussão em torno de qual propriedade mecânica melhor se correlaciona à performance dos aços rápidos depende necessariamente da definição do uso da ferramenta, isto é, dos principais mecanismos de desgaste presentes. Segundo a literatura estudada, a resistência à deformação plástica é o requisito principal na determinação da vida de ferramentas em que o desgaste é contínuo. Neste caso a propriedade importante é a resistência à flexão. Outros dados demonstram que aumentos na tenacidade à fratura podem representar sensíveis aumentos na performance de ferramentas em que a falha esteja ligada a esforços cíclicos, como os que estão presentes em fresas de maior dimensão, por exemplo. Desta forma, não parece correta a afirmação corrente de que performance de ferramentas independe da tenacidade à fratura. Por outro lado, a afirmação de que as duas propriedades, tenacidade à fratura e resistência à flexão, se complementam.

Figura 5.13 – Variação da vida de uma fresa fabricada a partir do aço rápido M2 temperado e revenido com a tenacidade à fratura (**Adaptada de Mikiinen e Pietkainen, 1986**).

Neste contexto, se é verdade que o que governa a performance de ferramentas submetidas a situações de desgaste (corte) contínuo (*bites*, pequenas brocas, pequenas fresas) é a resistência à deformação plástica localizada, os aços rápidos fundidos não seriam indicados para estas aplicações. Por outro lado, onde o desgaste não seja contínuo (desgaste por impacto), como em punções, fresas e brocas de maior tamanho, isto é, onde a tenacidade à fratura torna-se determinante, o uso de ferramentas fundidas passa a ter boas perspectivas.

6 - CONCLUSÕES

Com relação aos ensaios de flexão podemos afirmar que:

- O aço VM2 foi o que apresentou maior resistência à ruptura transversal entre todos os materiais ensaiados. Entretanto, os resultados obtidos estão abaixo das previsões na literatura e ao contrário de alguns trabalhos, cresceu com a temperatura de austenitização.
- No caso dos aços fundidos, a resistência à flexão em três pontos, apesar de muito inferior à apresentada pelo aço trabalhado VM2, cresceu com os tratamentos de decomposição do carboneto M_2C e esferoidização e engrossamento dos carbonetos MC e M_6C .
- Estes resultados são similares àqueles apresentados na literatura para os materiais pouco deformados ou inadequadamente temperados (superaquecimento) e ao resultado obtido para o aço M2 THYSSEN temperado e revenido.

Em relação à influência da velocidade de ensaio, podemos afirmar que:

- A tenacidade à fratura mostrou-se insensível à velocidade de ensaio no aço SINTER 23 tratado para a condição de máxima dureza.
- A tenacidade à fratura aumentou com o aumento da velocidade nos ensaios com o aço M2 THYSSEN no estado apenas temperado, em que estava presente grande quantidade de austenita retida.

Em relação à influência dos tratamentos térmicos sobre a tenacidade à fratura, podemos afirmar que:

- A tenacidade do aço VM2 mostrou-se inversamente proporcional à dureza, enquanto que o aço Sinter 23 apresentou a menor tenacidade avaliada entre todos os materiais estudados, também atendendo aos prognósticos da literatura.
- Em relação à solidificação do aço M2 fundido, os elementos modificadores não apresentaram significativa influência sobre a distribuição e tamanho das poças dendríticas. O nitrogênio, por sua vez, modificou a morfologia do carboneto M_2C

do tipo I, plaquetas, para do tipo II lamelar. O cério provocou a diminuição da fração volumétrica dos carbonetos primários. Não se verificou a precipitação primária do carboneto M_6C , o que está de acordo com as previsões da literatura, para velocidades de solidificação da ordem de $1,5^\circ\text{C/s}$, que foi o valor estimado para a velocidade de solidificação neste trabalho, a partir da comparação com os resultados do espaçamento interdendríticos apresentados na literatura.

- O comportamento dos resultados de tenacidade à fratura não permite estabelecer uma tendência clara de crescimento para os tratamentos a 1050, 1150 nos tempos de 0,2, 2 e 8h. Entretanto, as amostras tratadas a 1200°C , a tenacidade à fratura apresentou um comportamento de claro crescimento com o tempo de decomposição e esferoidização, especialmente no tratamento por 24 horas, apesar da maior microdureza que estas apresentaram. Apesar deste comportamento pouco claro, apresentaram, como era esperado, melhor tenacidade à fratura que os aços convencionais tratados para a mesma dureza.
- Não foi verificada uma correlação entre as metodologias de ensaio de tenacidade à fratura. Contraditoriamente com a literatura, os resultados obtidos pela metodologia convencional se apresentaram, na maioria dos casos, maiores que aqueles obtidos pela metodologia *chevron* (corpos curtos).
- Imagens obtidas em planos perpendiculares ao plano da trinca mostram que o crescimento da trinca se dá principalmente pela região interdendrítica, ora por clivagem dos carbonetos, ora entre estes e pela interface carboneto/matriz.

7 - SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

A partir das considerações levantadas da literatura e diante dos resultados obtidos neste primeiro trabalho, algumas investigações futuras são necessárias:

- Em primeiro lugar faz-se necessária a execução de novos experimentos multi-laboratoriais sustentados numa estatística mais consistente, de forma a calibrar o ensaio *chevron*. Apesar da dificuldade em se controlar o pré-trincamento por fadiga nos aços rápidos nas condições de dureza comumente empregadas, parece ser plenamente justificável fazê-lo, objetivando correlacionar os resultados das duas metodologias de ensaio (*chevron* e convencional) e comprovar a acuracidade dos resultados em que o pré-trincamento se deu segundo a proposta de Harris e Dunegan (1968);
- Verificação da influência de diferentes características de processo de fabricação (velocidade de solidificação) e de diferentes características microestruturais (tamanho e morfologia dos carbonetos, tamanho de grão e austenita retida) sobre a tenacidade à fratura dos aços rápidos fundidos, de forma a contribuir na discussão de qual mecanismo é o determinante na definição da tenacidade à fratura.
- Dando seqüência à busca de parâmetros que justifiquem a utilização de ferramentas fundidas, experimentos que permitam correlacionar a tenacidade à fratura e a performance de ferramentas, tornam-se o próximo passo nesta linha de pesquisa. Além deste aspecto tecnológico, estes experimentos podem trazer importantes contribuições à discussão de que mecanismos controlam a performance de ferramentas e qual a correlação desta performance com a tenacidade à fratura.

8 – Referências Bibliográficas

- Almonu, E.A., Roebuck, B., "Precracking of Fracture-Toughness Specimens of Hard Metals by Wedge Indentation", Metals Technology, p.92-98, March 1978.
- Amador, J., Talacchia, S., Linaza, Jauregi, S., Rodríguez, J.M., Urcola, J.J., "Influencia de la Microestructura en la Fatiga e Tenacidad a la Fractura de Aceros Rápidos Sinterizados en una Atmósfera de Nitrógeno,
- Anderson, T.L., "Fracture Mechanics Fundamentals and Applications", CRC Press-1991;
- ASTM C 1421 – 99, "Standard Test Methods for Determination of Fracture Toughness of Advanced Ceramics at Ambient Temperature". ASTM Committee C-28, Annual Book of ASTM Standards, 1999, p 1-32
- ASTM E1304 – 97, "Standard Test Method for Plane-Strain (Chevron-Notch) Fracture Toughness of Metallic Materials", ASTM Committee E-24, Annual Book of ASTM Standards, 1989, p 962-972.
- ASTM 597 – "Standard Specification for Cast Tool Steels", Seção I, V. 01.02, 1993, p. 314-315,
- ASTM E399 – 90, "Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials", Annual Book of ASTM Standards, 1991, p. 485-515.
- ASTM B 771 – 87, "Standard Test Method for Short Rod Fracture Toughness of Cemented Carbides", ASTM Committee B-9, Annual Book of ASTM Standards, 1990, p.561 – 567.
- Barkalow, R.H.; Kraft, R. W.; Goldstein, J.I., "Solidification of M2 High Speed Steel", Metallurgical Transactions, Vol. 3, p. 919 – 926, April – 1972.
- Barker, L. M., "A simplified Method for Measuring Plane Strain Fracture Toughness", Engineering Fracture Mechanics, vol. 9, pp. 361-369, 1977.
- Barker, L.M., "Theory for determining K_{IC} from small, non-LEFM specimens, supported by experiments on aluminium". International Journal of Fracture, pp 515-536, 1979.
- Barker, L. M., "Data Analysis Methods for Short Rod and Short Bar Fracture Toughness Tests of Metallic Materials", Technical Report, TR 80-12 Terra Tek Systems, Salt Lake City, UT, 1980.
- Barker, L. M., "Compliance Calibration of a Family of Short Rod and Short Bar Fracture Toughness Specimens", Engineering Fracture Mechanics, vol. 17, 4, pp. 289-312, 1983.
- Barker, L. M., "Specimen Size Effect in Short-Rod Fracture Toughness Measurements", in Chevron Notched Specimens – Testing and Stress Analysis.

Editors: Underwood, Freiman & Barata – ASTM Committee E-24 on Fracture Testing – Louisville, KY, 21 April 1983.

- Baker, L.M. and Barata, F.I. "*Comparison of Fracture Toughness Measurements by the Short Rod and ASTM Standard Method of Test for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials (E399)*", Journal of Testing and Evaluation, Vol. 8, Nº 3, pp. 97-102, 1980.

- Beech, J.F., Ingraffea, A.R., "*Three-dimensional Finite Element Calibration of the Short-Rod Specimen*", International Journal of Fracture, Vol. 18-3, pp. 217-229 March, 1982.

- Berns, H., "*Concepts of Powder Metallurgical Tool Steels*". Proc. Conf. Tooling – Progress in Tool Steels, 1996, p.27-36.

- Berry, J.T., "*Recent Developments in the Process of High Speed Steels*", Climax Molybdenum Company, 1970.

- Bluhm, J.I., "*Slice Synthesis of a Three Dimensional 'Work of Fracture' Specimen*", Engineering Fracture Mechanics, 7, 1975, p. 593 – 604.

- Bittencourt, T.N., Borges, J. U.A., Prado, E. P., Guimarães A. E. P., Santos, A.C., Ferreira, L.E.T., "*Estudo Experimental do Fraturamento do Concreto Estrutural por meio de Corpos-de-Prova Cilíndricos*", Boletim Técnico PEF-EPUSP, São Paulo, Janeiro de 2000.

- Boccalini Jr., "*Um Estudo da Solidificação do Aço Rápido AISI M2 – Efeitos da Composição Química e da Velocidade de Resfriamento sobre a Microestrutura Bruta de Fundição*", Tese de Doutorado, EPUSP, 1996.

- Boccalini Jr., Goldenstein, H., "*Solidification of High Speed Steels*", International Materials Reviews, Vol. 46, Nº2, 2001, p. 92-115.

- Bocallini Jr., M., Corrêa, A. V.O., Goldenstein, H., "*Rare Earth Metal Induced Modification of g -M₂C, g -M₆C e g -MC Eutectics in as Cast M2 High Speed Steel*". Materials Science and Technology, vol.15, June 1999, p.621-626.

- Boccalini Jr., M., Matsubara, Y., Goldenstein, H., "*Effects of Cooling Rate and C and V Contents on DAS and Eutectic Carbide Morphology of As-Cast M2 High-Speed Steel*", AFS Transactions, 1997, p. 907-915

- Boccalini Jr., M., Informação Pessoal, 1998.

- Brinsmead, K. "*Cast Cutting Tools Introduce a New Era in Cutting Tool Manufacturing Methods*", Technical Paper n. CM67-628. American Society of Tool and Manufacturing Engineers, 1967, 19 p.

- Broek, D., "*Elementary Engineering Fracture Mechanics*", Forth Revised Edition-Kluwer Academic Publishers, 1991;

- Broeckmann, C., *"Fracture of Tool Steels on a Microscopical Scale"*. Proc. Conf. Tooling – Progress in Tool Steels, 1996, p.491-499.
- Bubsey, R.T., Munz, D., Pierce, W.S., Shannon Jr., J.L., *"Compliance Calibration of the Chevron-notch Specimen for Fracture Toughness Testing of Brittle Materials"*, International Journal of Fracture, Vol 18-2, pp. 125-133, Feb, 1982.
- Cescon, T., *"Desenvolvimento e Caracterização de Aço Rápido Contendo Nióbio a partir da Matriz do Aço M2"*, Tese de Doutorado, EPUSP, 1990.
- Chaus, A.S.; Rudnitskii, F.I., *"Effect of Modification on the Structure and Properties of Cast W-Mo High-Speed Steels"*. Metal Science and Heat Treatment, v.31, n.1/2, 1989, p. 121-28.
- Cherkasov, V.E., Yakshin, N.M., Kavitskii, I.M., *"The Impact-Fatigue Strenght of Cast Wrought High-Speed Steels"*. –Plenum Publishing Corporation, 1986, p. 240-244.
- Consemuller, K., Hribernik, Schneider, G., *"Tool Steels Present and Future"*. - Proc. Conf. Tooling – Progress in Tool Steels, 1996, p.491-499.
- Cumino, R.S; Goldenstein,H.; Nogueira, M.A.S., *"Otimização de Tratamentos Térmicos em Escala Industrial do aço AISI 52100"*, Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 11º CBECIMAT, Águas de São Pedro, SP, 11 a 14 dezembro de 1994.
- Egami, A., Koikawa, A.; Harada, K., *"Recent Trends in Cutting Tool Materials"*, Kobelco Technology Review, n. 17, Abril de 1994, p. 1-4.
- El-Ghazaly, S., El-Gammal, T., El-Sabbagh, A., Nofal, A., Abbas, M., *"Upgrading the Microstructure and the Mechanical Properties of Cast High Speed Steel"*, Steel Research, 72-2, pp.58-65, 2001.
- Eriksson, K. *"A Rapid Method for Precracking of Brittle Materials"*, Scandinavian Journal of Metallurgy, Vol 4, pp 182-184, 1975.
- Eschweiler, J., Marci, G., Munz, D. G., *"Fracture Toughness of Aluminium Alloy from Short-Bar and Compact Specimens"*, in Chevron Notched Specimens – Testing and Stress Analysis. Editors: Underwood, Freiman & Barata – ASTM Committee E-24 on Fracture Testing – Louisville, KY, 21 April 1983.
- Eschweiler, J., Munz, *"Comparison of Fracture Toughness of Aluminium Alloy from Short Bar and Compact Specimen"*, Journal of Fracture, 1982, pp131-133.
- Ferreira, I., Informação Pessoal, 2001.
- Fischmeister, H.F., *"Toughness in High Speed Steels and Hard Metals"*, Proceedings of the International Conference on Recent Developments in Speciality Steels and Hard Materials, Edited by N.R. Comius & J.B. Clark, Pretoria, South Africa, Nov 1982, p. 127 – 140.

- Fischmeister, H.F., Olsson, L.R., *"Fracture Toughness and Rupture Strength of High Speed Steels"*. Cutting Tool Materials, Proceedings of an International Conference, 15-17 September 1980, Mitchell, Kentucky.
- Fischmeister, H.F.; Riedl, R.; Karagöz, S., *"Solidification of High-Speed Tool Steels"*. Metallurgical Transactions A, v.20A, outubro 1989, p. 2133-48.
- Fredrikson, H.; Brising, S., *"The Formation of Carbides During Solidification High Speed Steels"*. Scandinavian Journal of Metallurgy, v.5, 1976, p.243-53.
- Fredrikson, M.B., *"Optimization of the tempering time for high speed steels"*, Bulletin du Cercle d'Etudes des Métaux, Colloque International sur les Aciers a Coupe Rapide, Numéro Special, pp.351, St-Etienne, Novembre 1975.
- Fredrikson, H., Hillert, M., Nica, M., *"The decomposition of the M_2C carbide in High Speed Steel"*, Scandinavian Journal of Metallurgy 8, 1979, p. 115, 122.
- Fredrikson, H.; Nica, M., *"The influence of V, Si and C on the eutectic reaction in M2 high-speed steel"*. Scandinavian Journal of Metallurgy, v.8, 1979, p. 243-53.
- Fujii, T.; Hitotsuyanagi, S; Ikeda, M., *"The Performance of Precision Castings in High-Speed Tool Steel"*. Denki Seiko, v.66, n.1, 1995, p.67-75.
- Galda, E. J.; Kraft, R.W, *"The Effects of Mo e W on Solidification of High Speed Steels"*, Metallurgical Transactions, Vol 5, p. 1727 – 1733, August 1974,
- Geller, Y., *"Tool Steels"*, Mir Publishers, Moscow, 1978.
- Ghomashchi, M.R.; Sellars, C.M., *"Microstructural Changes in as-Cast M2 Grade High Speed Steel During High Temperature Treatment"*, Metal Science, v.18, Janeiro 1984.
- Ghomashchi, M.R., *"Quantitative Microstructural Analysis of M2 Grade High Speed Steel During High Temperature Treatment"*, Acta Metallurgica, Vol. 46, Nº 14, pp. 5207-5220, 1998.
- Golczweski, J.; Fischmeister, H.F, *"Calculation of Phase Equilibria for AISI M2 High-Speed Steel"*, Steel Research, 63, Nº 8, 1992.
- Goldenstein, H., Vatauvuk, J., *"Aço Ferramenta que pode ser Utilizado em Ferramentas Fundidas"*, Patentes BR n. PI87003784-0 de 09/07/1987.
- Gomes, M.A., Wright, C.S., Wronski, A.S., *"Strength and Toughness of Sintered plus Forged T1 High Speed Steel"*, Journal of Material Science, 32, 1997, p. 1799-1807.
- Grobe, A.H., Roberts, G.A, *"The Bend Test for Hardened High Speed Steel"*, Transactions of the A.S.M, vol 40, 1948, p.435-472

- Gulaev, A. P., "*The Theory of High-Speed Steel (Reprinted from Stanki I Instrument, pg 14-19, 1946)*", METAL SCIENCE AND HEAT TREATMENT, 40: (11-12) 456-460 NOV-DEC 1998.
- Guest, R.V., "Fracture Toughness Testing Using Short Rod Specimens, Illustrated by Controlled Temperature Tests on M-2 High Speed Tool Steel", Processing and Properties of High Speed Tool Steels, Edited By Wells & Lherbier, Metallurgical Society of AIME, February 1980, p.75-83.
- Harris, D. O., Dunegan, H. L., "*Fracture Toughness of Beryllium*", J. Materials IMLSA, 3 (1968), p. 59-72.
- Hellman, MM., Wisell, H., "*Effects of Structure on Toughness and Gridability of High Speed Steels*", Bulletin du Cercle d'Etudes des Métaux, Colloque International sur les Aciers a Coupe Rapide, Numéro Special, St-Etienne, Novembre 1975, p. 483.
- Henderer, W. E., Turkovich, B. F., "*The Significance of the Mechanical Properties of High-Speed Steel to Tool Fracture and Wear*", Processing and Properties of High Speed Tool Steels, Edited By Wells & Lherbier, Metallurgical Society of AIME, February 1980, p.19-31.
- Hobson, G., Tyas, D.S., "*High Speed Steels*", Metals and Materials, p. 144-155, maio de 1968.
- Holler, R., Hemmelrath, H., "*Bohler Carmo, Economy and Reliability of Cast Tools*". Proceedings of Conference of Tooling, Progress in Tool Steels, 1996, p. 49-57.
- Horns, E.; Brandis, H. DEW – Techn. Ber. V. 11, 1971, p. 147-54, apud Fischmeister, H.F., Riedl, R; Karagöz, S., Solidification of High Speed Tool Steels, Metallurgical Transactions A, v.20A, outubro 1989, p. 2133-2148.
- Horton, S.A e Child, H.C., "*Relationship between Structure and Fracture Behaviour in 6W-5Mo-2V Type High Speed Steel*", Metals Technology, vol. 10 July, 1983
- Hoyle, G., "*High Speed Steels*". Cambridge: Butterworth, 1988.
- Hoyle, G.; Inesson, E., "*A modified Bend Test for Hardened Tool Steels*", Journal of the Iron and Steel Institute, January, 1959, p.44-55.
- Hwang, K.C.; Lee, S.; Lee, H.C., "*Effects of Alloying Elements on Microstructure and Fracture Properties of Cast High Speed Steels Rolls – Part I Microstructural Analysis*", Materials Science and Engineering A, Vol 254, Issue1-2, 15 October 1998, pp. 282-295.
- Johnson, A.R., "*Fracture Toughness of AISI M2 and AISI M7 High-Speed Steels*", Metallurgical Transactions A, Vol. 8A, June 1977, p.891-897.

- Kanayama, E, "*Caracterização da Tenacidade do Aço DIN 100 Cr6 com Relação ao teor de Austenita Retida*", Trabalho de Formatura, EPUSP 1997.
- Karagöz, S.; Riedl, R.; Gregg, M.R.; Fischmeister, H. F., "*The Role of M_2C Carbides in High Speed Steels*". CBMM Charles Hatchett Award Papers, 1986, p.15-19.
- Karagöz, S., Fischmeister, H.F., "*Niobium-Alloyed High Speed Steel by Powder Metallurgy*", Metallurgical Transactions A, vol 19A, June 1988, 1395-1401.
- Karagöz, S., Fischmeister, H.F., "*A Mathematical Model for the Tool Life High Speed Steels in Continuous Cutting*", Proc. Conf. Tooling – Progress in Tool Steels, 1996, p.247-250.
- Karagöz, S., Fischmeister, H.F., "*Microstructure and Toughness in High Speed Tool Steels: the Influence of Hot Reduction and Austenite Temperature*", Steel Research, 58, Nº 8, 1987, p.353-361.
- Karagöz, S., Fischmeister, H.F., "*The relative contributions of primary carbides and secondary hardening to the performance of high speed steel.*" –Proceedings-First International- Hight Speed Steel Conference, March 1990, p 41-51.
- Kim, C., Johnson, A.R., Hosford, W.F., "*Fracture Toughness of AISI M2 High Speed Steel and Corresponding Matrix Tool Steel*", Metallurgical Transactions A, Vol 13, September 1982, p. 1595 – 1605.
- Kiyonaga, K., "The Effects of Primary Carbides on the Toughness of High-Speed Tool Steels", Toward Improved Ductility and Toughness, Kyoto International Conference Hall, October 25-26, 1971, p. 207 – 237.
- Kirk, F.A.; Child, H.C.; Lowe, E.M.; Wilkins, T.J., "*High Speed Steel Technology: The Manufacture Viewpoint*", Journal of the Iron and Steel Institute, agosto de 1971, p. 606-619,.
- Kirk, F.A, "*High Speed Steel Technology and Tool Steels*", International Conference on Towards Improved Performance of Tool Materials", Teddington, 1981, Proceedings... London. Metals Society, 1982, p. 45-51.
- Kupalova, I.K., Kalinushkin, E.P., Shtark, V.L., "*Microfractographic Analysis of High Speed Steel Produced from Powders*" Isvestiya Adademia Nauk SSSR, mealy, 2, pp. 129 – 133, 1989.
- Lee, E., Park, W., Jung, J. Y., Ahn, S., "*Solidification Microstructure and M_2C Carbide Decomposition in a Spray Formed High Speed Steel*", Metallurgical and Materials Transactions A, May 1998, pp. 1395-1404.
- Lee, S., Sohn, K.S., Lee, C.G.; Jung, B.I., "*Correlation of microstructure and fracture toughness in three high speed steel rolls*", Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 28: (1) 123-134, January 1997.

- Lee, S. C., Worzala, F. J., *Metallurgical Transactions-A*, 1981, vol. 12 A, 1477 – 1484.
 - Lenta, E.J., Twentyman, M.E.; Pesci, H., “*Transformation of the Primary Carbide Networks in High-Speed Steels by Heat Treatment at High Temperature*”, *Metallography* 16: (4) 387-401 1983.
 - Lou, B.; Averbach, B.L., “*Fracture-Toughness and Fatigue Behaviour of Matrix-II M2 High-Speed Steels*”, *Metallurgical Transactions A – Physical Metallurgy and Materials Science*, 14: (9) 1889-1898, 1983.
 - Maziero, V. T.Z e Boccalini Jr., M., “Efeito de Tratamento Térmico a Temperaturas Elevadas sobre a Decomposição do Carboneto M_2C do Aço Rápido M2”, *Anais do 55º Congresso Anual da ABM*, pp. 1863-1872, Rio de Janeiro, Julho 2000.
 - Mesquita, R. A., Barbosa, C.A., “Efeito da Temperatura de Austenitização na Tenacidade do Aço Rápido M2 Medida através do Ensaio de Flexão.
 - Metals Handbook, vol. 16 – *Machining*, 9 Edição, p. 708 – 732, 1989.
 - Meyers, M. A., Chawla, K. K., “*Mechanical Metallurgy Principles and Applications*” Prentice Hall, 1984;
 - Miihkinen, V.T.T., Pietikainen, J., “*Fracture-Toughness, Strain-Hardening and Life of AISI M2 High-Speed Steel Taps*”, *Materials Science and Engineering*, 78: (1), 1986, p. 45-53.
 - Munz, D., Shannon Jr., J. L., Bubsey, R. T., “*Fracture Toughness Calculation from Maximum Load in Four Point Bend Test of Chevron Notch Specimens*”, *Journal of Testing and Evaluation*, Vol.8, N°3, May 1980pp. 103-107, 1980.
 - Munz, D., J. L., Bubsey, R. T., Shannon Jr., “*Performance of Chevron-Notch Short Bar Specimen in Determining the Fracture Toughness of Silicon Nitride and Aluminium Oxide*”, *International Journal of Fracture*, 16, pp. 137-141, 1980.
 - Munz, D., Bubsey, R.T., Srawley J.E., “*Compliance and stress intensity coefficients for shorts bar specimens chevron notches*”. *Int. Journ. Fracture*, 1980, pp 359-374.
 - Munz, D., Shannon, John. L.,Bubsey, R. T., “*Fracture Toughness Cauculation From Maximum Load Four Point Bend Tests of Chevron Notch Specimens*”. *Int. Journ. Of Fracture*, 1980, pp. 137-141.
 - Munz, D., “*Determination of Fracture Toughness of High Strength Aluminium Alloys with Chevron Notched Short and Short Bar Specimen*”, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol 15, pp. 231-236, 1981.
 - Nakayama, J., *Journal of the American Ceramic Society*, vol. 43, 11, pp. 583-587, November, 1965.
- Neto, H. L., *Informação Pessoal*, 2001.

- Newman, J. C. "A Review of Chevron-Notched Fracture Specimens", in Chevron Notched Specimens – Testing and Stress Analysis. Editors: Underwood, Freiman & Barata, ASTM Committee E-24 on Fracture Testing, Louisville, Ky, 21 April 1983.
- Olim Marote, S. U., "Perspectivas para o Mercado de Aços Rápidos no Brasil", Trabalho de Formatura, EPUSP, 1999.
- Ögel, B., Tekin, E., "Correlation of Microstructure and Failure Initiating Sites an AISI M2 High-Speed Using Vickers Indentation", Steel Research, Vol 61, Nº 12, pp. 624-629, 1990.
- Ögel, B., Tekin, E., "The Effect of Double Austenitization on the Microstructure and Toughness of AISI M2 High Speed Steel", Steel Research, Vol 69, Nº 6, p. 247-252, 1998.
- Olsson, L.R., Fischmeister, H.F., "Fracture Toughness of Powder Metallurgy and Conventionally Produced High-Speed Steel", Powder Metallurgy, Nº 1, 1978, p. 13-28.
- Ömsem, A., "Annealing of High-Speed Steel", Journal of the Iron and Steel Institute, 207: 610, Part 5 1969.
- Pacyna, J., "The Effect of Low-Temperature Coagulation of Carbides on Fracture Toughness of High-Speed Steels", Steel Research, 59, Nº10, p.465-468, 1988.
- Pacyna, J., "The Effect of Retained Austenite on the Fracture Toughness of High-Speed Steels", Steel Research, 58, Nº 2, p. 87-92, 1987.
- Papaleo, R., Gouvêa, J., "Notes on Some Microstructural Aspects of Investment Cast High Speed Steel", Fifth World Conference on Investment Casting. Proceedings, Florença, Itália, 1980.
- Pippel, E., Woltersdorf, J., Pockl, G., Lichtenegger, G., "Microstructure and Nanochemistry of Carbide Precipitates in High-Speed Steel S 6-5-2-5". –Materials Characterization, 1999, p. 41-55+
- Pook, L.P., International Journal of Fracture Mechanics, vol. 8, pp. 103-108, 1972.
- Poech, M.H., Fishmeister H.F., Hummert K., "The fracture toughness of PM-HSS: The influence of primary carbide distribution".- Proceedings- First International Hight Speed Steel Conference, March 1990, p 73-80.
- Ray, K.K., Chakraborty, D., Ray, S., "Toughness Characterization of niobium-bearing HSLA Steels", Journal of Materials Science, 29 (1994), pp. 921-928.
- Rescalvo, J.A. e Averbach, B.L., "Fracture and Fatigue in M-50 and 18-4-1 High Speed Steels", Metallurgical Transactions A, volume 10, September 1979, p.1265-1271.

- Riedl, R.; Karagöz, S.; Fischmeister, H.; Jeglitsch, F., "*Developments in High-Speed Tool Steels*", Steel Research, v. 58, n. 8, 1986, p. 339-52.
- G. A., Roberts, A. H., Grobe, C.F, Moerch, "*The Tempering of High Alloy Tool Steels*", Transactions, ASM, vol 39, 1947, p.521.
- Roberts, G.A., Hamaker, J.C.Jr., Johnson, A.R., "*Tool Steels*", American Society for Metals, Metals Park Ohio, Third Edition, pp. 1-9, 1962
- Roberts, G.A.; Gary, R.A., "*Tool Steels*", Metals Park, Ohio, American Society for Metals, 1980, p.627-39.
- Roberts, G., Krauss, G., Kennedy, R., "*Tool Steels*", 5th Edition, 1998, Metal Park, OH, ASM International.
- Sakai, M., Bradt, R.C., "*Fracture Toughness Testing of Brittle Materials*", International Materials Reviews, Vol. 38, 2, pp. 53 – 88, 1993.
- Shang Xian, Wu, "*Compliance and Stress-Intensity Factor of chevron-Notched Three-Point Bend Specimen*". ASTM, 1984, pp.176-192
- Shang-Xian, W., "*Fracture Toughness Determination of Bearing Steel Using Chevron-Notch Three Point Bend Specimen*". Engineering Fracture Mechanics, Vol 19, Nº 2, 1984, p.221-232.
- Shannon, J.L., Jr, Bubsey R.T., Pierce, W.S., "*Extend Range Stress Intensity Factor Expressions for Chevron Notched Short Bar and Short Rod Fracture Toughness Specimens*". – Int Journ of Fracture, 1982, pp.55-58
- Shannon John, L., Munz D.G., "*Specimen Size and Geometry Effects on Fracture Toughness of Aluminium Oxide Measured with Short-Rod and Short-Bar Chevron-Notched Specimens*". ASTM, pp. 270-280, 1984
- Shelton, P.W, Wronski, A.S., "*Cracking em M2 High Speed Steel*", Metal Science, Vol. 17, pp. 533-539, 1983.
- Sigl, L.S., Fischmeister, "*On the Fracture Toughness of Cemented Carbides*", Acta metall, Vol. 36, nº4, pp. 887-897, 1987
- Silva, W. G, "Obtenção de Austenita Retida e seu Efeito no Desgaste por Fadiga do Aço DIN 100 Cr6". Trabalho de Formatura, EPUSP – 1995.
- Silva, W. S., Schroer, G., Yoshimura, H. N., Cumino, R.S., Silva, W.G., Goldenstein, H., "Estudo da Influência da Austenita Retida sobre a Tenacidade à Fratura do Aço DIN100Cr-6(AISI 52100)", 55º Congresso Anual da ABM, Rio de Janeiro, 25 a 28 de julho de 2000.
- Silva, W.S., Andrade, A. H.P., Goldenstein, H., "Comparação das Tenacidades à Fratura (K_{IC}) e (K_{ICV}) do Aço DIN100Cr-6 (AISI 52100) com Diferentes Teores de

Austenita Retida”, Anais do 56º Congresso Anual da ABM, 17 a 19 de julho de 2001, Belo Horizonte, Brasil.

- Souza, M.H.C., Barbosa, C.A., Mori, F.Y., Falleiros, I.G.S, Viertler, W., “*Hard Alloys*”, US Pat. 42244060, Villares *Metals*, 23 Sept, 1980.

- Speich, G.R., Leslie, W.C., “*Tempering of Steels*”, Metallurgical Transactions, Volume 3, May 1972, pp. 1043-1053.

- Stromswold, E.I., Quesnel, D.J., “The Effect of Loading Rate on Chevron Notch Fracture Toughness Measurements”, Engineering Fracture Mechanics, vol. 49, 5, pp. 791-795, 1994

- Trent, E.M, Metal Cutting, London, Butterworth, 1977.

-TERRATEC, “*Introduction to Fracture Toughness*”,
http://www.terratek.com/fracto_2.

- Wang, R., Dunlop, G.L., “The Crystallography of Secondary Carbide Precipitation in High Speed Steels”, ACTA METALLURGICA, 32: (10) 1591-1599 1984.

- Wang, R.; Andren, H., Wisell, H., Dunlop, G.L. “*The Role of Alloy Composition in the Precipitation Behaviour of High-Speed Steels*”, Acta Metallurgica Et Materialia, 40: (7) 1727-1738, July 1992.

Watmough, T., Gouwens, P.R., “*Cast High Speed Steels*”, Transactions to the American Foundrymen’s Society, 74, 1966, p. 769-89

- Weaver, G. H., “*The Fracture Toughness Test: Design and Practice for Valid Measures of K_{IC}* ”, Journal of Materials Education;

- Wegst, C.W., “*Stahlschlüssel*”, 17, 1995, Neuauflagen alle 3 Jahre.

- Wilson, R, “*Metallurgy and Heat Treatment of Tool Steels*”, McGraw-Hill Book Company, England, 1975.

- Withey, P.A., Bowen, P., “*Analysis of Chevron Notches in Pure Bending*”, Int Journ of Fracture, 1990, pp.55-59

-Wronski, A.S., Rebbeck, M.M., Amem, S.A., “*Fracture Mechanics and Mechanics of an 18-4-1 High Speed Steel*”, Journal of Material Science, 23, 1988, pp.2213-2219.

- Shang-Xian, W., “*Compliance and Stress-Intensity Factor of Chevron-Notched Three-Point Bend Specimen*”, in Chevron Notched Specimens – Testing and Stress Analysis. Editors: Underwood, Freiman and Barata – ASTM Committee E-24 on Fracture Testing – Louisville, KY, 21 April 1983.

- Yong Wey, M., Sakuma, T. and Nishizawa, T., Transaction of Japan Institute of Metals, 1981, 22, 733.

9 – ANEXOS

Ensaio preliminares – Aço DIN 100Cr6.

As primeiras medidas de tenacidade à fratura pela metodologia *chevron* no PMT/EPUSP, em colaboração com o IPT e IPEN, foram feitas em amostras do aço DIN 100Cr6 - o principal aço utilizado na fabricação de componentes de rolamento - submetido a diferentes temperaturas de austenitização e, portanto, com diferentes teores de austenita retida. A escolha por este material se deveu ao fato de haver, no PMT/EPUSP, um acúmulo de informações sobre suas propriedades e microestrutura (Kanayama, 1997; Gomes da Silva, 1995; Cumino *et. al*, 1994) além de que a avaliação da influência da austenita retida sobre a tenacidade à fratura ser um problema tecnológico importante. Os corpos de prova foram obtidos em barras gentilmente cedidas pela INA BRASIL, fabricante de rolamentos. Neste anexo serão apresentados os procedimentos experimentais executados, os resultados obtidos, bem como uma rápida discussão dos mesmos.

9.1 - Procedimentos Experimentais

A composição química do aço DIN 100Cr6 está descrita na **tabela 9.1**.

Tabela 9.1 – Composição química do Aço DIN 100 Cr6.

Elemento	C	Cr	Si	Mn	S	P
Composição (% em peso)	1.1	1.4	<0.30	<0.30	<0.03	<0.03

9.1.1 – Tratamentos térmicos

O aço DIN 100 Cr6 apresenta uma relação aproximadamente linear entre os teores da austenita retida e as temperaturas de austenitização, conforme demonstrado em trabalhos anteriores (Cumino *et. al.*, 1994):

$$g_{Ret} = 0,2098T_g - 167,53 \quad (9.1)$$

onde: g_{Ret} é a fração volumétrica de austenita retida;

T_g é a temperatura de austenitização.

Visando obter estes distintos teores de austenita retida, foram realizados seguintes tratamentos térmicos:

- i) corpos de prova de flexão em três pontos com entalhe chevron foram austenitizados a 820, 900 e 1020°C, por 60 minutos, em seguida temperados em óleo (temperatura ambiente) e revenidos (alívio de tensões) em forno mufla por 60 minutos a 180°C. Para evitar a descarbonetação durante a austenitização o material foi envolto em papel jornal e imerso em carvão vegetal ativado moído de granulometria menor que 2mm;
- ii) em outra série de experimentos, corpos de prova curtos com entalhe *chevron* e corpos convencionais foram simultaneamente austenitizados a 820, 900 e 1000°C, por 60 minutos, em forno tubular com atmosfera dinâmica de argônio (4 l/minuto), e em seguida temperados em óleo a temperatura ambiente e revenidos (alívio de tensões) a 180°C por 60 minutos.

Em todas as etapas do tratamento, o controle de temperatura se deu com a introdução de termopar tipo K no forno, posicionado junto ao recipiente metálico (cesto de Ni-Cr) que continha as amostras a serem tratada.

9.1.2 – Caracterização microestrutural

O material foi caracterizado microestruturalmente por microscopia ótica e por difração de Raios X. Inicialmente o material foi preparado metalograficamente na seguinte seqüência: lixamento nas lixas de 180, 220, 320, 400 e 600 meshes, polimento nas pastas de diamante de 6, 3 e 1 μm e acabamento em sílica coloidal. Foram obtidas imagens digitais no equipamento Polaroid DMC acoplado a microscópio ótico do PMT/EPUSP.

Os teores de austenita retida foram obtidos por difração de Raios X no difratômetro do IPEN/CNEN-SP. Nos corpos de prova de flexão foi obtido um espectro de difração para cada condição, enquanto que nos corpos curtos foram obtidos três diferentes, tomando no corpo de sacrifício três amostras ortogonais, de forma a diminuir os efeitos da textura do material sobre as medições. A preparação foi feita cortando corpos de prova, de no máximo 4,0 mm de espessura em cortadeira de baixa velocidade e polindo com acabamento em sílica coloidal. Para avaliar a precisão dos tratamentos térmicos, em todos os corpos de prova foram realizadas ao menos 10 medidas de dureza Rockwell (HR_C).

9.1.3 – Ensaio de tenacidade à fratura

9.1.3.1 – Corpo de prova *chevron* de flexão em três pontos

Nesta etapa, foram utilizados corpos de prova com as seguintes dimensões: 100 mm de comprimento (distância entre os roletes de sustentação igual a 72,0 mm); 12 mm de largura; e 18 mm de espessura (**Shang-Xian, 1984**).

A partir das conclusões dos modelos apresentados por Shang-Xian, de que a melhor configuração de corpo de prova é aquela em que se tem $a/w = \alpha_0 \geq 0,30$, foram utilizadas as seguintes relações geométricas no entalhe: $\alpha_0 = 0,34$; $\alpha_1 = 1$; $\theta = 60^\circ$ e abertura do entalhe de 0,38 mm. O esquema da configuração do ensaio, bem como as características geométricas do entalhe, estão descritos na **figura 9.1**. O corpo de prova foi retirado segundo a direção de laminação de forma que o entalhe, isto é, o plano da trinca esta orientado perpendicularmente em relação a esta direção (**figura 9.3-a**).

Figura 9.1 – Esquema da Configuração de ensaio de tenacidade à fratura com corpos de prova de flexão em três pontos com entalhe *chevron*. No detalhe estão descritos os aspectos gerais do entalhe utilizado.

Nestes ensaios, os fatores geométricos de intensificação de tensão críticos (Y_C) utilizados foram os propostos por Shang-Xian (**Shang-Xian, 1984**), obtidos analiticamente a partir das considerações apresentadas por Munz (STCA) e por Bluhm (*Slice model*) conforme descrito na **tabela 9.2**. Para a determinação da tenacidade foi utilizado apenas a carga máxima, não sendo feita a avaliação do

parâmetro de plasticidade (p) a partir dos ciclos de carregamento e descarregamento, descritos na norma ASTM E 1304 – 97 (**ASTM, 1997**).

Os corpos de prova foram entalhados por eletroerosão a fio. Os ensaios foram realizados na máquina MTS de 25 KN de capacidade do Laboratório de Cerâmicas da Divisão de Química do IPT, utilizando velocidade de avanço do carro da máquina de 0,3 mm/min e célula de carga de 5000 N. O dispositivo de flexão em três pontos foi construído em aço 1045 temperado de dureza igual a 40 HR_C e os roletes de aços AISI 52100 temperados para dureza acima de 50 HR_C (**figura 10.1**).

Tabela 9.2 – Modelos para Y_C^ para ensaios de flexão em três pontos.*

Modelo	$Y_C^*(\alpha_0, \alpha_1)$
<i>Slice Model</i>	$5,639 + 27,44\alpha_0 + 18,93\alpha_0^2 - 43,42\alpha_0^3 + 338,9\alpha_0^4$
STCA	$\sqrt{(a_1 - a_0)} (10,53 + 26,67a_0 + 41,84a_0^2 - 30,28a_0^3 + 25,45a_0^4)$

Com o intuito de comparar os resultados obtidos utilizando o ensaio *chevron* com os obtidos no ensaio convencional (**ASTM E 399 - 91**), inicialmente foram feitos ensaios de pré-trincamento por fadiga em amostras tratadas a 1020°C, usando entalhe *Chevron* de $\theta=120^\circ$ e abertura de entalhe de 0,38 mm, realizado na máquina MTS de 5 KN do Laboratório de Mecânica da Fratura do IPT. Foram utilizados carregamentos da ordem de 0,6 e 0,8 $K_{M\dot{A}X}$, numa frequência de 15 Hz, no modo de compressão, para um R ($P_{MIN}/P_{M\dot{A}X}$) próximo de zero. No entanto por esta rota não foi possível controlar o crescimento da pré-trinca o que levou ao abandono deste procedimento. Os corpos de prova convencionais (ASTM E399 - 1991) foram então pré-trincados usando o “procedimento de Harris e Dunegan” como descrito abaixo.

9.1.3.2 – Corpos de prova *chevron* curtos e convencionais (C(T))

Nesta etapa, na metodologia *chevron* foram utilizados corpos de prova curtos de secção circular nas dimensões: B(D) = 12,7mm; W = 19,0mm (**figura 9.2.a**); enquanto que na metodologia convencional, corpos compactos C(T)'s, de 4,0mm de espessura (B) e 16,0mm de comprimento (W) (**figura 9.2-b**). Ambos foram retirados de barras circulares de 25mm de diâmetro, de forma que o plano de trinca estivesse orientado paralelamente à direção de laminação (direção LL), conforme

esquematizado na **figura 9.3-b**. O entalhamento de ambos os corpos de prova está descrito no final deste capítulo.

O fator Y_C^* utilizado neste caso foi o estabelecido por Bubsey *et. al.* (**Bubsey et al., 1983**) a partir do modelo do STCA proposto por Munz, obtido para as relações geométricas de $0,2 \leq \alpha_0 \leq 0,5$ e $\alpha_1 = 1$ e $W/B = 1,5$, dentro das quais se enquadram as utilizadas neste trabalho:

$$Y_C^*(\alpha_0) = 12,37 + 110,1 \alpha_0 - 258,5 \alpha_0^2 + 338,5 \alpha_0^3 \quad (9.2).$$

Nesta etapa o pré trincamento foi executado utilizando o método desenvolvido por Harris e Dunegan (**Harris e Dunegan, 1968**), de acordo com o previsto por Eriksson (**Eriksson, 1973**). Foram utilizadas duas alturas de impacto (1000 e 500 mm) e duas massas de corpo impacto (20 e 30 g). A tensão compressiva aplicada para “parar” o avanço da trinca foi estimada como da ordem de 700 MPa. Este valor foi obtido a partir da “calibração” do sistema feita com a instalação de uma célula de carga em série com o conjunto morsa, *plugs* de compressão e corpo de prova na situação real de pré-trincamento.

Figura 9.2 – Corpos de Prova. (a) Detalhes da geometria dos corpos de prova circular e entalhe *chevron*; (b) detalhes geométricos do corpo de prova compacto.

Os ensaios foram realizados em máquina universal Instron TT-DML de 100.000 N de capacidade. A velocidade de avanço do carro da máquina foi de 0,2 mm/minuto. Os dispositivos de ensaio (garras) foram fabricados em aço de alta resistência mecânica, tratado para dureza de 50 HR_C (**figura 9.4-a**).

Figura 9.3 – Esquema de retirada de corpos de prova do aço DIN 100 Cr6. (a) Corpo de prova para flexão em três pontos; (b) corpos de prova chevron de seção circular curto e corpo compacto convencional.

Figura 9.4 – Configuração do ensaio de tenacidade à fratura. (a) corpos *chevron* curtos; (b) Corpos Compactos Convencionais.

No caso da metodologia convencional, a pré-trinca foi identificada com o auxílio de líquido penetrante. Antes do ensaio, o corpo de prova C(T) teve suas faces molhadas pelo líquido, em seguida se retirou o excesso e o material foi submetido a secagem forçada com ar quente por aproximadamente 5 minutos e secagem natural de aproximadamente 24 horas. A medição do tamanho da pré-trinca se deu de acordo com a norma ASTM E 399 – 91 (**ASTM, 1991**).

9.2 – Resultados

9.2.1 – Caracterização microestrutural

As microestruturas apresentadas pelo aço DIN 100 Cr6, nas diferentes condições de tratamento térmico estão descritas na **figura 9.5**. No estado de entrega, o material apresenta estrutura ferrítica com dispersão de carbonetos $(Fe,Cr)_3C$ esferoidizados (**figura 9.5-a**), conforme especificado. O material tratado a $820^{\circ}C$ apresenta uma estrutura de matriz martensítica com grande quantidade de carbonetos $(Fe,Cr)_3C$ esferoidizados dispersos, demonstrando a pouca dissolução destes nesta temperatura; a presença da austenita retida não pode ser notada por microscopia ótica (**figura 9.5-b**). A amostra tratada a $900^{\circ}C$ apresenta uma estrutura de matriz martensítica, austenita retida e uma menor fração de carbonetos $(Fe,Cr)_3C$ dispersos (**figura 9.5-c**). Segundo a literatura (**Peilloud, 84**) nesta temperatura de austenitização a decomposição dos carbonetos $M_{23}C_6$ já deveria estar completa. A amostra tratada a $1020^{\circ}C$ apresentou matriz com plaquetas lenticulares de martensita isenta de carbonetos dispersos, além de grande quantidade de austenita retida (**figura 9.5-d**).

Os teores de austenita retida determinados por difratometria de Raios-X estão apresentados na **figura 9.6**. Para os corpos *chevron* flexão os resultados estão incoerentes com os estimados a partir da regressão proposta por Cumino e colaboradores (**Cumino et. al., 1994**) e com as observações metalográficas (**figura 9.5**). Este aparente equívoco na determinação dos teores de austenita retida pode estar ligado a problemas na preparação das amostras (excesso de deformação durante o corte, lixamento e polimento), bem como problemas de textura do material, uma vez que neste caso só se fez uma medição, logo numa única direção. Reforça esta última hipótese a melhor correlação dos resultados obtidos nos corpos de sacrifício tratados simultaneamente com os corpos de prova chevron curtos e convencionais (**figura 9.6**), cujos resultados de cada condição foram obtidos a partir da média de três amostras retiradas segundo os três eixos de laminação (ortonormais). Além disso, o comportamento da dureza também coloca em cheque a precisão desta medição. Este indica maior queda na dureza nos corpos de flexão tratados a $1020^{\circ}C$. O comportamento parabólico da dureza está descrito na **figura**

9.7.

Figura 9.5 – Aspecto da microestrutura do aço DIN 100Cr6, submetido a diversos tratamentos térmicos. (a) recozido (estado de entrega); (b) Temperado a 820°C ; (c) Temperado a 900°C ; (d) Temperado a 1020°C . Nital 2%. Microscopia ótica, 1000x.

Figura 9.6 – Variação da austenita retida (% em volume) com a temperatura de austenitização ($^{\circ}\text{C}$) do aço DIN 100Cr6.

Figura 9.7 – Variação da dureza (HR_C) do aço DIN 100Cr6 com a temperatura de Austenitização ($^{\circ}C$).

10.2.2 – Ensaios mecânicos

A **tabela 9.3** sintetiza os resultados de austenita retida (% em volume), dureza (HR_C) e de tenacidade à fratura obtida pela metodologia *chevron* (K_{ICV}) (corpos curtos e de flexão em três pontos) e convencional (K_{IC}).

Tabela 9.3– Resumo dos resultados da primeira série de experimentos.

Corpos de Prova Compacto e <i>Chevron</i> (Curtos)					
Austenitização ($^{\circ}C$)	Austenita Retida (%)	Dureza (HR_C)		Tenacidade à Fratura ($MPa.m^{1/2}$)	
		C (T)	CV	C (T)*	<i>Chevron</i>
820	7,2	$62,3 \pm 0,3$	$62,6 \pm 0,1$	$18,0 \pm 2,4$	$19,4 \pm 0,3$
900	24,7	$64,4 \pm 0,2$	$64 \pm 0,2$	-	$22,4 \pm 0,1$
1000	36,2	$61,5 \pm 0,5$	$61,7 \pm 0,4$	$27,4 \pm 1,2$	$23,4 \pm 0,9$
Corpos de Prova <i>Chevron</i> (Flexão em Três Pontos)					
Austenitização ($^{\circ}C$)	Austenita Retida (%)	Dureza (HR_C)		Tenacidade à Fratura ($MPa.m^{1/2}$)	
		Chevron (FTP)		Munz	Bluhm
820	6,3	$62,8 \pm 1,6$		$18,8 \pm 0,6$	$19 \pm 0,7$
900	8,7	$63,2 \pm 1,5$		$18,6 \pm 1,1$	$19,4 \pm 1,1$
1020	21,5	$60,4 \pm 0,9$		$30,3 \pm 1,8$	$31,6 \pm 1,8$

9.2.2.1 – Ensaios de tenacidade à fratura *chevron* (flexão em três pontos) e convencional (pré-trincamento por fadiga)

As tentativas de obtenção de pré-trincas nos corpos de flexão em três pontos não lograram êxito. Na primeira tentativa, a amostra rompeu-se catastróficamente

quando submetida a 150.000 ciclos para um carregamento de $0,8 K_{M\acute{A}X}$ estimado (1,8 KN). Na segunda tentativa não se chegou à nucleação da trinca para um carregamento menor de $0,6 K_{M\acute{A}X}$ estimado (1,5 KN), mesmo após 600.000 ciclos. Desta forma, não foi possível a comparação dos resultados de tenacidade à fratura obtidos pela metodologia *chevron* com os obtidos pela metodologia convencional descrita pela norma ASTM E 399-91.

Os ensaios *chevron*, por sua vez, revelaram uma significativa influência dos diferentes tratamentos térmicos sobre a tenacidade à fratura (**figura 9.8**) e sobre o mecanismo de fratura (**figura 9.9**). Tomando as cargas máximas obtidas durante o ensaio de tenacidade e assumindo os resultados propostos por Shang-Xian para o fator de concentração de tensões corrigido Y_C para a configuração de ensaio utilizada. Importante notar na **figura 9.8** a similaridade entre os modelos apresentados na literatura (**Shang-Xian, 1984**) para o cálculo de Y^*C .

Figura 9.8 - Variação da tenacidade à fratura (K_{ICV}) com a temperatura de austenitização do aço DIN 100 Cr6 temperado e revenido. Cálculo a partir dos modelos de Munz e Bluhm.

Em relação a superfície de fratura, as amostras tratadas a 820 e 900^o apresentaram morfologia características de um mecanismo de quasi-clivagem (**Figura 9.9-a e 9.9-b**) e menor tenacidade, enquanto que as amostras tratadas a 1020^oC apresentaram regiões tanto de fratura intergranular (**figura 9.9-c**) quanto de clivagem (*tearings*) (**figura 9.9-d**), com predominância das primeiras, e maior tenacidade.

Ao contrário do que seria de se esperar, a trinca não avançou pelos contornos das plaquetas de martensita, caracterizando uma fratura transgranular. Este

aparente paradoxo, onde a condição de maior tenacidade à fratura apresentar mecanismo de fratura predominantemente intergranular pode ser explicado pela presença da austenita retida.

Figura 9.9 – Superfície de fratura do aço DIN 100 Cr6 submetido ao ensaio de tenacidade chevron em corpos de flexão em três pontos. (a) Austenitização a 820°C; (b) 920°C; (c) e (d) 1020°C. MEV–Elétrons Secundários.

O aspecto das curvas, excetuando um único ensaio, se apresentou conforme o esquema da curva “ideal”, conforme **figura 1.23-c**. Além disso, a superfície de fratura apresentou-se sempre plana em relação ao entalhe *chevron*. Desta forma os resultados de todos os ensaios, considerando apenas a carga máxima, foram tomados como válidos.

9.2.2.2 – Ensaios *chevron* curto e convencional (pré-trincamento proposto por Harris e Dunegan)

A **figura 9.10** apresenta o comportamento da tenacidade à fratura medida pelos métodos *chevron* (corpo curto) e convencional (Harris e Dunegan). Para as

condições de menor tenacidade à fratura observou-se uma melhor correlação entre as duas metodologias utilizadas. Contraditoriamente com a literatura (Munz, 1981; Eschweiler *et. al.*, 1983), para a condição de maior tenacidade à fratura, isto é, caracterizada por maiores teores de austenita retida, verificou-se que a metodologia convencional apresentou resultados superiores aos obtidos pela metodologia *chevron*.

Figura 9.10 – Variação da Tenacidade à fratura com a temperatura de austenitização. Ensaios chevron e convencional.

Com relação à metodologia convencional, não foi possível a medição da tenacidade do material tratado a 900°C, uma vez que não se conseguiu controlar o crescimento da trinca durante o pré-trincamento. O aspecto das curvas obtidas para os corpos de prova tratados a 820 e 1000°C foi do tipo III (figura 1.17 do capítulo 1), isto é, onde $P_Q = P_{Máximo}$.

As curvas obtidas nos ensaios *chevron* têm o aspecto das curvas b e c apresentadas na figura 1.23 (Sakai e Bradt, 1993), além de um misto de curva a e b. Entretanto, este comportamento não invalida os ensaios, uma vez que o “*pop in*” inicial não superou a resistência à fatura do material. Em um único caso este “*pop inicial*” superou a resistência do material.

O aspecto da fratura nos corpos de prova *chevron* curtos confirmou a tendência em se aumentar o caráter intergranular com a temperatura de austenitização. Nas amostras tratadas a 820°C verificou-se o mecanismo de quase clivagem (figura 9.11-a), enquanto que nas tratadas a 900 são notadas regiões de quase-clivagem rodeando regiões de crescimento intergranular (figura 9.11-b). As amostras tratadas a 1000°C, por sua vez, apresentaram superfície de fratura quase

que totalmente intergranular (**figura 9.11-c**). Já nos corpos de prova convencionais tratados a 1000°C nota-se um percentual de fratura típica de clivagem (“*tearings*”) (**Figura 9.11-d**).

Figura 9.11 – Características da superfície de fratura. (a) corpos de prova chevron e C(T), tratados a 820°C ; (b) corpos de prova *chevron*, tratados a 900°C ; (c) e (d) corpos de prova *chevron* e C(T) respectivamente, tratados a 1000°C .

Verifica-se aí que os resultados obtidos pela metodologia *chevron* para corpos curtos apresentam, a menor dispersão dos resultados obtidos. Dada a grande variação dos resultados obtidos, além das possíveis diferenças nos procedimentos de tratamentos térmicos, as diferentes configurações e metodologias de ensaios interferem de forma significativa sobre os mesmos (**figura 9.12**). Além disso, é razoavelmente diferente a relação entre os valores de tenacidade à fratura e os teores de austenita retida. A variação da tenacidade à fratura com a austenita retida está apresentada na **figura 9.13**. A dificuldade em se determinar com maior consistência os valores de austenita retida, não permitem estabelecer uma regra

clara para esta relação. Entretanto, é inquestionável a influência da austenita retida no sentido de melhorar a tenacidade à fratura.

Figura 9.12 – Variação da tenacidade à fratura com a temperatura de austenitização do aço DIN 100 Cr6.

Figura 9.13 – Variação da tenacidade à fratura com o percentual de austenita retida no aço DIN 100 Cr6.

10.3 - Considerações Finais

A tenacidade à fratura do aço DIN 100Cr6 aumenta com a temperatura de austenitização, apesar da diferenças dos resultados obtidos a partir das diferentes metodologias e configurações de ensaio. Vários fatores podem contribuir para este comportamento: aumento do tamanho de grão; aumento na dissolução dos carbonetos esferoidizados dispersos; e o aumento nos teores de austenita retida. Identificar a influência de cada um destes fatores não é simples. O comportamento do tamanho de grão, por exemplo, depende do sistema. Pode tanto ser favorável quanto prejudicar a tenacidade à fratura.

Em princípio todos estes fatores estariam contribuindo para a plastificação à ponta da trinca e seria difícil distinguir a influência individual destes. Por outro lado, a literatura (**Pacyna, 1987**) mostra que a austenita retida é a principal responsável pelo crescimento da tenacidade à fratura. O mecanismo de controle seria a transformação martensítica assistida por deformação (*TRIP*), ou seja, dentro da zona plástica, a amplitude de tensão seria suficiente para promover a transformação e com isso aumentaria a restrição ao crescimento da trinca pela introdução de tensões compressivas originadas na expansão inerente à transformação.

No entanto, permanece uma aparente contradição: o aumento da tenacidade é acompanhado do aumento do aspecto intergranular da superfície de fratura, ou seja, a tenacidade aumenta mesmo em situações em que a trinca cresce por um caminho que geralmente é tido como o de menor energia de fratura, o contorno de grão. Para explicar este fenômeno, é preciso distinguir duas etapas do processo global de fratura. Inicialmente, durante o processo de nucleação da trinca, na zona de atividade plástica ocorreria a transformação induzida por deformação da austenita retida localizada entre as placas de martensita. As tensões compressivas aí originadas tornariam a energia necessária para o crescimento transgranular da trinca muito alta. Num segundo momento, como o contorno de grão é maior ou no máximo da mesma ordem de grandeza da zona plástica, a trinca para continuar crescendo e com isso relaxar as tensões no material buscaria (“enxergaria”) este contorno de grão. A partir de então seu crescimento poderia se dar pelo contorno, caracterizando um mecanismo de fratura intergranular. Esta suposição se torna razoável quando se percebe que tamanho de grão, estimado a partir da superfície de fratura, é da mesma ordem de grandeza que a zona plástica, tomando-se o limite de escoamento do aço DIN 100 Cr 6 como da ordem de 2000 MPa.

O aparecimento de regiões de clivagem (“*tearings*”) nos corpos de prova convencionais tratados a 1000°C pode ser uma das justificativas para o fato destes ensaios terem apresentado resultados maiores que aqueles obtidos nos ensaios *chevron* nesta mesma condição de tratamento. Isto se deve ao fato de estes “*tearings*” serem representarem maior plastificação, e por isso, são responsáveis pelo aumento da tenacidade (**Pinheiro, 2001 Informação Pessoal**) indicam maior plastificação durante o processo de criação de superfície de trinca.