Universidade de São Paulo - USP
Programa de Pós-graduação em Ciência e
Engenharia de Materiais
Departamento de Engenharia de Materiais,
Aeronáutica e Automobilística

Influência da Temperatura de Austenitização para Têmpera e de Revenimento na Tenacidade e na Vida em Fadiga do Aço SAE 5160 com Diferentes Teores de Fósforo

Danilo Borges Villarino de Castro

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais, da Universidade de São Paulo, para obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho

São Carlos/SP
2007

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

Ficha catalográfica preparada pela Seção de Tratamento
da Informação do Serviço de Biblioteca – EESC/USP

Castro, Danilo Borges Villarino de
C355i Influência da temperatura de austenização para têmpera e de revenimento na tenacidade e na vida em fadiga do aço SAE 5160 com diferentes teores de fósforo / Danilo Borges Villarino de Castro ; orientador Waldek Wladimir Bose Filho. — São Carlos, 2007.

Dissertação (Mestrado - Programa de Pós-Graduação e Área de Concentração em Ciência e Engenharia de Materiais) -- Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo.

1. Tratamentos Térmicos. 2. Fósforo. 3. SAE 5160. 4. Austenização. 5. Revenimento. 6. Tenacidade. 7. Fadiga. 8. Fragilização. I. Título.

MEMBROS DA COMISSÃO JULGADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE DANILO BORGES VILLARINO DE CASTRO APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS DO INSTITUTO DE FÍSICA DE SÃO CARLOS, UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO, EM 06/07/2007.

COMISSÃO JULGADORA:

Prof(a). Dr(a). Waldek Wladimir Bose Filho (Orientador e Presidente) - EESC/USP

Prof(a). Dr(a). Carlos Antonio Reis Pereira Baptista - EEL/USP

Prof(a). Dr(a). Marco Antonio Colosio - GMB

À memória de vovó Luzia Maia de Souza, vovô Antônio Borges de Souza e vovô Antônio de Freitas Brás, pelo amor, dedicação, força e pela imensa batalha que travaram para viver. Estejam onde estiverem, podem orgulhar-se com a empreitada e conduta de seu neto mais velho.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar, gostaria de agradecer a Deus, meus pais, meus irmãos e meus familiares, por todo amor, apoio e confiança, não só apenas neste trabalho, mas durante toda a minha vida.

Ao Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho, não somente pela orientação, mas também pela oportunidade concedida e pela confiança depositada, sem as quais não seria possível atingir nossas metas com sucesso e destreza.

Ao Prof. Dr. Dirceu Spinelli, ao Prof. Dr. Luís Casteletti, ao Prof. Dr. Ricardo Tarpani e à Prof. Dr^a. Luralice Canale por todo o auxílio e suporte profissional prestado para o sucesso deste trabalho.

Aos técnicos de laboratório (Eliezer, João, Pedro e Silvano) por todo o apoio e suporte técnico prestado ao nosso trabalho.

À RNA Rassini-NHK Auto-Peças pela confiança e pelo auxílio financeiro investido, bem como aos amigos que lá conheci: Jaime, Cléber, João Gilberto e Almir.

À Fundação para o Incentivo da Pesquisa e Aperfeiçoamento Industrial (FIPAI) por todo o auxílio burocrático prestado.

Em especial, gostaria de agradecer à minha namorada Roberta Sanches por todo amor, apoio, compreensão e auxílio prestado durante esses praticamente dois anos em que estamos juntos. Sua colaboração foi de grande valia para o sucesso deste trabalho.

Gostaria de agradecer a torcida e confiança de vários amigos, não somente os que aqui conheci (Omar, Cris, Cassius, Ester, Carlos, Fausto, Karla, Pará, Guilherme, Betão, Mineiro, Artur, Maurício, Renata, Rosamel, Marcelo, Róger, Preto, Santoro, Roberto e Otávio), mas também aos amigos que conheço desde minha infância (Diógenes, Padilha, Daniele, Neuza, Vinícius, Gabriel, Tiago Coelho, Lucas, Arthur, Pedro, Raphael e Jonas) e aos amigos que conheci durante minha graduação (Fada, Patrícia, Camila Albertini, Juliana,

Simone, Tati, Carol, Thuxa, Baptista, Lud, Okubo, Chulé, Fernanda, Vivi, César, Ivan, Jonathan, Renata, Ivyna e Lumi).

Por fim, também gostaria de agradecer aos meus irmãos da República Pé D’Kana de Lorena/SP, pela força, torcida e pela reciprocidade fraterna: Rafa, Belo, Paulinho, Parrudo, Tonton, Botão, Priguiça, MilHouse, Bruno, Gu, Daniel, Camarão, Dylon, Caio, Tiago, Preto e Mutafi.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	1
LISTA DE TABELAS.....	6
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS.....	7
RESUMO	10
ABSTRACT	11
1 – OBJETIVO.....	12
2 – INTRODUÇÃO	13
3 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
3.1 – Austenitização e Têmpera	16
3.1.1 – Fragilização por Têmpera	18
3.1.2 – Técnicas para Minimizar a Fragilização por Têmpera em Aços	24
3.2 – Revenimento.....	27
3.2.1 – Fragilização da Martensita Revenida.....	31
3.2.2 – Fragilização do Revenido	36
3.2.3 – Eliminação da Fratura Intergranular	46
3.3 – Fatores que Influenciam a Fragilidade dos Aços.....	52
3.3.1 – Teor de Carbono	52
3.3.2 – Tamanho de Grão	55
3.3.3 – Elementos de Liga.....	57
3.4 – Propriedades Mecânicas	60
3.4.1 – Tipos de Fraturas – Aspectos Macroscópicos e Microscópicos	60
3.4.1.1 – Fratura Dúctil	61
3.4.1.2 – Fratura Frágil.....	64
3.4.1.3 – Fratura por Fadiga.....	65
3.4.2 – Tenacidade ao Impacto.....	67

3.4.2.1 – Temperatura de Transição Dútil-Frágil	70
3.4.3 – Mecânica da Fratura	72
3.4.3.1 – Mecânica da Fratura Elástica-Linear (MFEL)	74
3.4.4 – Fadiga	83
3.4.4.1 – Definições e Conceitos	83
3.4.4.2 – Curvas S-N.....	85
3.4.4.3 – Fatores que Influenciam o Comportamento em Fadiga de Aços	91
4 – MATERIAL E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	102
4.1 – Material utilizado	102
4.2 – Análise Química	102
4.3 – Tratamentos Térmicos	102
4.4 – Ensaios Mecânicos	105
4.4.1 – Ensaios de Dureza	106
4.4.2 – Ensaios de Impacto	107
4.4.3 – Ensaios de Tenacidade à Fratura.....	108
4.4.4 – Ensaios de Fadiga	109
4.5 – Caracterização Metalográfica e Fractográfica	111
4.5.1 – Análises do Tamanho de Grão	112
4.5.2 – Análises Fractográficas	112
5 – RESULTADOS E DISCUSSÃO	113
5.1 – Análise Química	113
5.2 – Dureza	114
5.3 – Tamanho de Grão.....	117
5.4 – Tenacidade ao Impacto.....	123
5.5 – Tenacidade à Fratura	136
5.6 – Ensaios de Fadiga.....	141
6 – CONCLUSÃO	147
7 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	149

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 – Curvas de resfriamento contínuo. O resfriamento contínuo para a têmpera está representado pela curva A [Smith, 1991].....	05
Figura 3.2 – Fratura intergranular de um corpo de prova de aço 5160 (modificado com 1,4% em peso de Si) submetido a tração, o qual foi temperado a 830°C e revenido a 175°C. (a) Aspecto geral da superfície de fratura no centro da amostra; (b) Detalhe desta região mostrando o aspecto intergranular da fratura [Krauss, 2001].....	09
Figura 3.3 – Modo de fratura em função do teor de fósforo e carbono para martensita revenida a baixa temperatura [Krauss, 2001].....	10
Figura 3.4 – Energia de impacto <i>versus</i> temperatura de revenimento para aços 5160 austenizados em quatro diferentes temperaturas de austenitização, temperados em óleo e revenidos em diferentes temperaturas [Reguly, 2004].....	11
Figura 3.5 – (a) Cristais de cementita com morfologia dente-de-serra (“saw-tooth”) nucleada sobre um contorno de grão austenítico de um aço SAE 5160, com 0,031% em peso de P. Esta amostra de aço foi austenitizada a 1100°C e foi temperada em óleo. (b) Cementita alotriomórfica em contorno de grão de um aço SAE 52100, o qual foi mantido durante 2 horas a 785°C [Krauss, 2001].....	12
Figura 3.6 – Representação esquemática do mecanismo proposto por Matlock e Krauss para explicar a FT [Reguly, 1999].....	13
Figura 3.7 – Porcentagem de fratura intergranular em função da temperatura de revenimento para o aço SAE 5160 com baixo (0,001% em peso) e alto (0,031% em peso) teor de P. O teor de Sn foi o mesmo para os dois tipos de aços (0,001% em peso) [James, 1994].....	14
Figura 3.8 – Tipo de fratura, sob condições de carregamento trativo, em função da temperatura de revenimento e do teor de C de aços carbono comum e aços-ligas. Martensita LTT se refere à martensita revenida em baixas temperaturas [Krauss, 2001].....	15
Figura 3.9 – Valores de dureza em função do tempo de revenimento para um aço comum ao carbono (SAE 1080) com composição eutetóide e temperado em água [Callister, 2002].....	17
Figura 3.10 – Processo de tratamento térmico de têmpera seguido do revenimento de um aço [Shackelford, 2000].....	19
Figura 3.11 – (a) Martensita obtida após o processo de têmpera e (b) martensita revenida. Aço com 0,5% de C, em peso [Shackelford, 2000].....	19
Figura 3.12 – Variação das tenacidades à fratura (K_{IC}) e aparente (K_A) de um aço AISI 4140 em função da temperatura de revenimento. Os ensaios de tenacidade à fratura foram realizados à temperatura ambiente [Darwish, 1991].....	23
Figura 3.13 – Variação de medidas de micro- e macro-dureza Vickers, e de dureza Rockwell, de um aço SAE 8640, em função da temperatura de revenimento [Ghosh, 1994].....	24
Figura 3.14 – Variação de medidas de micro- e macro-dureza Vickers, e de dureza Rockwell, de um aço EN18, em função da temperatura de revenimento [Ghosh, 1994].....	25
Figura 3.15 – Deslocamento da curva de transição de impacto para uma temperatura maior como um resultado da FR produzida em um aço SAE 3140 através de revenimento isotérmico e resfriamento em forno através da faixa de fragilização da FR [Krauss, 1995b].....	27
Figura 3.16 – Resultados de energia absorvida em função da temperatura de revenimento para amostras de aços ABNT 5160 austenitizadas a 1000 + 860°C [Vatavuk, 2000].....	30
Figura 3.17 – Resultados de energia absorvida em função da temperatura de revenimento para amostras de aços ABNT 5160 austenitizadas a 860°C [Vatavuk, 2000].....	31
Figura 3.18 – Variação de valores de dureza, em amostras de aços 4,2Mo-0,4C-0,06P, em função da temperatura de revenimento (dentro da FR). Os revenimentos tiveram duração de 60 minutos [Tseng, 1983].....	32

Figura 3.19 – Quantidade de Fratura Intergranular (%FI), em amostras de aços 4,2Mo-0,4C-0,06P, em função da temperatura de revenimento (dentro da FR). Os revenimentos tiveram duração de 60 minutos [Tseng, 1983].....	32
Figura 3.20 – Porcentagem atômica de P encontrada nos contornos de grãos da austenita anterior, de amostras de aços 4,2Mo-0,4C-0,06P, em função da temperatura de revenimento (dentro da FR). Os revenimentos tiveram duração de 60 minutos [Tseng, 1983].....	33
Figura 3.21 – Relação de equilíbrio da concentração de fósforo (taxa de picos Auger de P para taxas de picos Auger de Fe) nos contornos de grãos austeníticos do aço Ni-Cr (0,3%C, 1,7%Cr, 3,5%Ni, 0,07%P) com as temperaturas em dois estágios: austenitização e revenimento (1300°C durante 1 hora + 1050°C durante 2 horas; e 900°C durante 4 horas + 840°C durante 6 horas). Após o estágio duplo de austenitização, as amostras foram temperadas em água e revenidas a 350°C. Círculos abertos se referem à austenitização e círculo fechado ao revenimento [Ustinovshchikov, 1986].....	39
Figura 3.22 – Energia absorvida em testes de impacto de aços com diferentes teores de C para variadas temperaturas de ensaio [Rinebolt, 1951].....	42
Figura 3.23 – Efeito que o teor de carbono exerce sobre a temperatura de transição (50% de fratura fibrosa) em dois aços perlíticos laminados a quente, com diferentes teores de manganês [Lorig, 1953].....	43
Figura 3.24 – Efeito que o teor de carbono exerce na temperatura de transição dúctil-frágil em ensaios de impacto com corpos de prova de aço do tipo Charpy com entalhe V. Este aço contém teores (em peso) de 1,00% de Mn e 0,30% de Si [Rinebolt, 1951].....	44
Figura 3.25 – (a) Tamanho de grão da austenita anterior em função da temperatura de austenitização de amostras de aços SAE 5160 com diferentes teores de P; (b) Composição química das amostras de aço SAE 5160 utilizadas na avaliação do tamanho de grão em função da temperatura de austenitização. Os teores estão expressos em % em peso, para cada elemento químico, exceto os elementos O e N [Reguly, 2004].....	45
Figura 3.26 – (a) Inclusões lenticulares de MnS; (b) Inclusões alongadas de MnS. Ambas as amostras não tiveram ataque químico [Colpaert, 1983].....	48
Figura 3.27 – Fraturas obtidas em ensaios de tração uniaxial. (a) Fratura 100% dúctil; (b) Fratura moderadamente dúctil; (c) Fratura frágil [Callister, 2002].....	51
Figura 3.28 – Estágios da fratura taça e cone. (a) Empescoçamento inicial; (b) Formação de microvazios; (c) Coalescência de microvazios para a formação de uma trinca; (d) Propagação da trinca; (e) Fratura final do corpo de prova no plano de máxima tensão de cisalhamento (45° em relação à direção de tração) [Callister, 2002].....	52
Figura 3.29 – (a) Fratura dúctil do tipo taça e cone em uma amostra de alumínio. (b) Fratura frágil de um aço doce [Callister, 2002].....	52
Figura 3.30 – Fractografia eletrônica de varredura apresentando : (a) microcavidades esféricas características de uma fratura dúctil, a qual resulta de cargas de tração uniaxiais; e (b) microcavidades parabólicas, característica de uma fratura dúctil causada por tensão cisalhante [Callister, 2002].....	53
Figura 3.31 – (a) Fractografia eletrônica de varredura de um ferro fundido dúctil, a qual mostra uma superfície de fratura transgranular. (b) Fractografia eletrônica de varredura mostrando uma superfície de fratura intergranular. 50X [Callister, 2002].....	54
Figura 3.32 – Aspecto geral de um feixe de mola (SAE 5160). (a) Vista geral de um feixe fraturado; (b) superfície da fratura por fadiga, sendo que os sítios de início da fratura por fadiga (A, B e C) estão indicados por setas ; e (c) superfície de fratura indicando um único sítio de início de fratura por fadiga (presença atenuante de marcas de praia).....	55
Figura 3.33 – Detalhe da superfície de fratura de um aço mola SAE 5160 mostrando a região de propagação por fadiga da trinca principal. As setas indicam as marcas de praias devido à mudança de carregamento.....	56
Figura 3.34 – História típica de carga durante ensaio de impacto Charpy instrumentado..	57
Figura 3.35 – (a) Corpo de prova Charpy. (b) Esquema de posicionamento de um corpo de prova Charpy em uma máquina de ensaios de impacto. (c) Representação esquemática de uma máquina de ensaios por impacto [Callister, 2002].....	58

Figura 3.36 – Comportamento genérico de um material metálico em energia absorvida por impacto <i>versus</i> temperatura de ensaio.....	59
Figura 3.37 – Tenacidade ao impacto (Curva A) e porcentagem de fratura fibrosa (Curva B) em função da temperatura de ensaio de impacto Charpy para o aço A283 [Callister, 2002].....	60
Figura 3.38 – Fotografias das superfícies de fratura de um aço A36 ensaiado por impacto (corpos de prova Charpy com entalhe em V) nas temperaturas indicadas, em °C [Callister, 2002].....	61
Figura 3.39 – Variáveis abordadas na Mecânica da Fratura [Anderson, 1995].....	62
Figura 3.40 – Sistema de coordenadas e estado triaxial de tensões em um elemento de volume infinitesimal situado próximo à ponta da trinca [ASTM E-1823, 1996].....	63
Figura 3.41 – Representação esquemática dos três modos básicos de carregamento que são aplicados para a abertura de uma trinca. (a) Modo I, modo de abertura ou tração; (b) Modo II, modo de deslizamento; (c) Modo III, modo de rasgamento [Callister, 2002].....	64
Figura 3.42 – Tensões próximas à ponta de uma trinca em um sólido elástico [Anderson, 1995].....	67
Figura 3.43 – Efeito da espessura da amostra no modo de tenacidade à fratura [Anderson, 1995].....	69
Figura 3.44 – Principais tipos de registro carga <i>versus</i> deslocamento do extensômetro em ensaios de tenacidade à fratura [ASTM E-399, 2005].....	70
Figura 3.45 – Carregamento de amplitude constante: (a) carregamento completamente reverso ($\sigma_m = 0$); (b) tensão média diferente de zero [Callister, 2002].....	74
Figura 3.46 – Linhas de escorregamento em metais dúcteis submetidos a carregamento; (a) monotônico e (b) cíclico [Reed-Hill, 1994].....	76
Figura 3.47 – Formação de trincas a partir de intrusões e extrusões [Reed-Hill, 1994].....	76
Figura 3.48 – Mecanismos de nucleação de trincas [Reed-Hill, 1994].....	77
Figura 3.49 – Modelo proposto por Essmann <i>et al.</i> para a formação de extrusões. (a) Arranjo das discordâncias de interface correspondendo a uma camada de discordância-dipolo do tipo intersticial. (b) Extrusões formadas por emergência das discordâncias de interface [Essmann, 1981].....	78
Figura 3.50 – Estágios do crescimento de trinca por fadiga [Forsyth, 1969].....	79
Figura 3.51 – Amplitude de tensão <i>versus</i> o logaritmo do número de ciclos para falhar em fadiga (N) para: (a) materiais que apresentam limite de resistência à fadiga; (b) materiais que não apresentam limite de resistência à fadiga [Callister, 2002].....	80
Figura 3.52 – Superposições de tensões aplicada e residual [Bannantine, 1990].....	82
Figura 3.53 – Efeito do forjamento no limite de fadiga [Forrest, 1962].....	82
Figura 3.54 – Efeitos da laminação a frio na vida em fadiga [Ventura, 2006].....	83
Figura 3.55 - Curva S-N de engrenagens cementadas submetidas ao jateamento com granalhas [Straub, 1965].....	84
Figura 3.56 – Curvas tensão-vida (S-N) obtidas em ensaios de fadiga dos dois aços-molas de Shin <i>et al.</i> , os quais foram austenitizados a 850°C, temperados em óleo, e revenidos a 420°C. As curvas mostram o mesmo limite de fadiga para ambos os aços [Shin, 1999].....	87
Figura 3.57 – Curvas de ciclo de fadiga <i>versus</i> a tensão de fadiga dos dois aços-molas de Shin <i>et al.</i> , os quais foram austenitizados a 850°C, temperados em óleo, e revenidos a 420°C [Shin, 1999].....	88
Figura 3.58 – Curvas do tipo tensão-vida (S-N) obtidas através de ensaios de fadiga por flexão rotativa para as amostras de aços da POSCO, revenidas em várias temperaturas [Lee, 1998].....	90
Figura 4.1 – Fluxograma esquemático dos processos de tratamentos térmicos efetuados sobre as amostras do aço 5160.....	92
Figura 4.2 – Forno industrial utilizado na austenitização para a têmpera. (a) Visão frontal; (b) Visão lateral.....	93
Figura 4.3 – Reservatório utilizado para o banho de têmpera.....	93
Figura 4.4 – Forno industrial utilizado no revenimento. (a) Visão frontal (entrada das lâminas); (b) Visão lateral; (c) Saída das lâminas.....	94
Figura 4.5 – Fluxograma geral dos ensaios mecânicos realizados sobre as amostras.....	95

Figura 4.6 – Representação esquemática de um corpo-de-prova Charpy, dimensionado de acordo com a norma ASTM E-23 [ASTM E-23, 2004].	96
Figura 4.7 – Representação esquemática indicando a direção (L-S) a qual foram retirados os corpos-de-prova de impacto [ASTM E-399, 2005].	97
Figura 4.8 – Máquina de impacto instrumentado marca Instron Wolpert, modelo PW30....	97
Figura 4.9 – Equipamento servo-hidráulico utilizado para os ensaios de tenacidade à fratura. Nota-se que o corpo-de-prova já está posicionado para o início do ensaio.....	99
Figura 4.10 – Representação esquemática do corpo-de-prova SE(B) utilizado para os ensaios de tenacidade à fratura [ASTM E-399, 2005]. Os valores das dimensões são em milímetros.....	99
Figura 4.11 – Representação esquemática do ensaio de fadiga sobre a lâmina do aço....	100
Figura 4.12 – Equipamento utilizado para a realização dos ensaios de fadiga.....	100
Figura 5.1 – Tamanhos de grão dos aços com 0,017% de P (Liga 2), austenitizados a: (a) 850°C (c) 900°C e (e) 1000°C; e dos aços com 0,031% de P (Liga 4), austenitizados a: (b) 850°C, (d) 900°C e (f) 1000°C. Essas amostras foram revenidas a 470°C durante 70 minutos.....	108
Figura 5.2 – Tamanhos de grão dos aços com 0,017% de P (Liga 2), austenitizados a: (a) 850°C (c) 900°C e (e) 1000°C; e dos aços com 0,031% de P (Liga 4), austenitizados a: (b) 850°C, (d) 900°C e (f) 1000°C. Essas amostras foram revenidas a 500°C durante 64 minutos.....	109
Figura 5.3 – Tamanhos de grão dos aços com 0,017% de P (Liga 2), austenitizados a: (a) 850°C (c) 900°C e (e) 1000°C; e dos aços com 0,031% de P (Liga 4), austenitizados a: (b) 850°C, (d) 900°C e (f) 1000°C. Essas amostras foram revenidas a 530°C durante 59 minutos.....	110
Figura 5.4 – Tamanhos de grão dos aços com 0,012% de P (Liga 1), austenitizados a: (a) 850°C (c) 900°C e (e) 1000°C; e dos aços com 0,025% de P (Liga 3), austenitizados a: (b) 850°C, (d) 900°C e (f) 1000°C. Essas amostras foram revenidas a 500°C durante 64 minutos.....	111
Figura 5.5 – Resultados de tenacidade ao impacto em função da temperatura de revenimento para a temperatura de austenitização de 850°C.....	115
Figura 5.6 – Resultados de tenacidade ao impacto em função da temperatura de revenimento para a temperatura de austenitização de 900°C.....	115
Figura 5.7 – Resultados de tenacidade ao impacto em função da temperatura de revenimento para a temperatura de austenitização de 1000°C.....	116
Figura 5.8 – Superfícies de fratura (região central de fratura) dos corpos de prova ensaiados por impacto. Aços com 0,017% de P (Liga 2), austenitizados a: (a) 850°C (c) 900°C e (e) 1000°C. Aços com 0,031% de P (Liga 4), austenitizados a: (b) 850°C, (d) 900°C e (f) 1000°C. Essas amostras foram revenidas a 470°C durante 70 minutos.....	117
Figura 5.9 – Superfícies de fratura (região central de fratura) dos corpos de prova ensaiados por impacto. Aços com 0,017% de P (Liga 2), austenitizados a: (a) 850°C (c) 900°C e (e) 1000°C. Aços com 0,031% de P (Liga 4), austenitizados a: (b) 850°C, (d) 900°C e (f) 1000°C. Essas amostras foram revenidas a 500°C durante 64 minutos.....	118
Figura 5.10 – Superfícies de fratura (região central de fratura) dos corpos de prova ensaiados por impacto. Aços com 0,017% de P (Liga 2), austenitizados a: (a) 850°C (c) 900°C e (e) 1000°C. Aços com 0,031% de P (Liga 4), austenitizados a: (b) 850°C, (d) 900°C e (f) 1000°C. Essas amostras foram revenidas a 530°C durante 59 minutos.....	119
Figura 5.11 – Superfícies de fratura (região central de fratura) dos corpos de prova ensaiados por impacto. Aços com 0,012% de P (Liga 1), austenitizados a: (a) 850°C (c) 900°C e (e) 1000°C. Aços com 0,025% de P (Liga 3), austenitizados a: (b) 850°C, (d) 900°C e (f) 1000°C. Essas amostras foram revenidas a 500°C durante 64 minutos.....	124
Figura 5.12 – Ensaio de tenacidade à fratura efetuado sobre um corpo de prova da Liga 2 (0,017% de P) austenitizado a 850°C e revenido a 530°C.....	126
Figura 5.13 – Ensaio de tenacidade à fratura efetuado sobre um corpo de prova da Liga 4 (0,031% de P) austenitizado a 1000°C e revenido a 470°C.....	127

Figura 5.14 – Regiões de fratura de uma amostra da Liga 2 (0,017% de P) austenitizada a 850°C e revenida a 530°C: (a) região de propagação da trinca (2000x); (b) visão geral da região de fratura (16x); (c) região lateral de fratura (2000x); (d) região inicial de fratura (próxima da trinca) (2000x); (e) região central de fratura (2000x); (f) região final de fratura (2000x).....	129
Figura 5.15 – Regiões de fratura de uma amostra da Liga 4 (0,031% de P) austenitizada a 1000°C e revenida a 470°C: (a) região de propagação da trinca (500x); (b) visão geral da região de fratura (16x); (c) região inicial de fratura (próxima da trinca) (500x); (d) região central de fratura (500x); (e) região final de fratura (500x).....	130
Figura 5.16 – Vida em fadiga das amostras austenitizadas a 850°C.....	131
Figura 5.17 – Vida em fadiga das amostras austenitizadas a 900°C.....	131
Figura 5.18 – Vida em fadiga das amostras austenitizadas a 1000°C.....	132
Figura 5.19 – Sítio de iniciação intergranular de uma superfície de fratura por fadiga de uma amostra de aço 4320 cementado [Hyde, 1994].....	133
Figura 5.20 – Comparação da tensão máxima <i>versus</i> número de ciclos para aços com diferentes valores de P [Hyde, 1994].....	134

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 – Valores das severidades de têmpera para alguns líquidos. A água a 20°C e sem agitação é utilizada como padrão de medida [Colpaert, 1974].....	06
Tabela 3.2 – Valores médios de ensaios de dureza Rockwell C efetuados em amostras de aços ABNT 5160 [Vatavuk, 2000].....	30
Tabela 3.3 – Composições químicas dos dois aços-molas investigados no trabalho de Shin <i>et al.</i> [Shin, 1999].....	86
Tabela 3.4 – Condições de tratamentos térmicos efetuados sobre as amostras dos dois aços-molas de Shin <i>et al.</i> [Shin, 1999].....	86
Tabela 3.5 – Dados obtidos nos ensaios de tração dos dois aços-molas [Shin, 1999].....	86
Tabela 3.6 – Limites de fadiga dos dois aços-molas de Shin <i>et al.</i> [Shin, 1999].....	87
Tabela 3.7 – Limites de resistência à fadiga (σ_f), obtidos através de ensaios de fadiga por flexão rotativa para as amostras de aços da POSCO, revenidas em várias temperaturas [Lee, 1998].....	89
Tabela 5.1 – Composição química (% em peso) do aço-mola SAE 5160.....	102
Tabela 5.2 – Resultados de ensaios de dureza Rockwell C (HRC) para as Ligas 1 e 3.....	104
Tabela 5.3 – Valores de dureza Rockwell C (HRC) das ligas estudadas. Os valores médios de dureza abaixo do limite inferior permitido para as molas estão em destaque.....	105
Tabela 5.4 – Tamanho de grão ASTM para cada condição estudada.....	107
Tabela 5.5 – Energia absorvida por impacto Charpy [kJ/m ²].....	114
Tabela 5.6 – Propriedades de tração e valores de carga máxima (P_Q) e tenacidade (K_Q) correspondente obtidos nos ensaios de tenacidade à fratura para as amostras das Ligas 2 e 4. A última coluna refere-se aos parâmetros mínimos necessários para a validação dos ensaios de tenacidade à fratura.....	128

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

ABREVIATURAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AES	Espectroscopia Eletrônica Äuger
ASM	<i>American Society of Metals</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
FAC	Fadiga de Alto Ciclo
FBC	Fadiga de Baixo Ciclo
FMR	Fragilização da Martensita Revenida
FR	Fragilização do Revenido
FT	Fragilização por Têmpera
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MFEL	Mecânica da Fratura Elástica-Linear
MFEP	Mecânica da Fratura Elasto-Plástica
ppm	Partes por milhão
RNA	Rassini NHK Auto-Peças S/A
SAE	<i>Society Automotive Engineering</i>
TCC	Tetragonal de Corpo Centrado
ZDP	Zona Plasticamente Deformada

SÍMBOLOS

a	Comprimento de Trinca
A	Razão de Amplitude
Al	Alumínio
Al₂O₃	Alumina
As	Arsênio
α	Ferrita
B	Espessura
C	Carbono
Cr	Cromo
Cu	Cobre
D	Deslocamento
D_e	Deslocamento Referente ao Limite de Escoamento
D_m	Deslocamento Médio
D_t	Deslocamento Total
d	Diâmetro do Grão
d_c	Tamanho de Carbetos Precipitados nos Contornos de Grãos
Δσ	Variação da Tensão
E	Módulo de Young
ε	Deformação
ε_z	Deformação Plana no Eixo z
F	Carga
F_e	Carga de Escoamento
F_{máx}	Carga Máxima
Fe₃C	Cementita
FeP	Fosfeto de Ferro
FeS	Sulfeto de Ferro
γ	Energia Superficial Verdadeira da Fratura Intergranular

γ'	Energia Superficial Efetiva da Fratura Intergranular
γ_P	Trabalho da Deformação Plástica Desprendido na Formação de Discordâncias na Ponta de uma Trinca Frágil se Propagando no Contorno de Grão
K	Fator Intensidade de Tensão
K_A	Tenacidade à Fratura Aparente
K_I	Fator Intensidade de Tensão no Modo I de Carregamento
K_{IC}	Tenacidade à Fratura no Modo I de Carregamento
K_Q	Fator Intensidade de Tensão Medido no Ensaio
K_V	Constante Dependente dos Processos de Multiplicação de Discordâncias Móveis
M	Momento
M_F	Temperatura Final da Formação da Martensita
Mn	Manganês
Mn₃C	Carbeto de Manganês
MnO	Óxido de Manganês II
MnS	Sulfeto de Manganês
Mo	Molibdênio
M_S	Temperatura de Início da Formação da Martensita
N	Vida em Fadiga
N_i	Iniciação de Vida em Fadiga
N_p	Propagação de Vida em Fadiga
Ni	Níquel
O	Oxigênio
P	Fósforo
P_Q	Carga obtida no Ensaio de Tenacidade à Fratura
R	Razão de Carga
S	Enxofre
S_d	Distância entre os Apoios para o Ensaio em Flexão de Três Pontos
Sb	Antimônio
Si	Silício
SiO₂	Dióxido de Silício
Sn	Estanho
T	Tensão Nominal
T_{máx}	Máxima Tensão Nominal
T_{mín}	Mínima Tensão Nominal
σ_a	Amplitude de Tensão
σ_e	Tensão de Escoamento
σ_f	Limite de Resistência em Fadiga
σ_m	Tensão Média em Fadiga
$\sigma_{máx}$	Tensão Máxima em Fadiga
$\sigma_{mín}$	Tensão Mínima em Fadiga
σ_x	Tensão Plana no Eixo x
σ_{xx}	Tensão Paralela ao Plano Vertical de Propagação da Trinca
σ_y	Tensão Plana no Eixo y
σ_{yy}	Tensão Normal ao Plano da Trinca
σ_z	Tensão Plana no Eixo z
σ_0	Tensão de Resistência ao Movimento das Discordâncias no Contorno de Grão
r	Distância entre a Ponta da Trinca e o Elemento de Volume Elástico Avaliado
t	Tempo
t_e	Tempo referente ao Limite de Escoamento
t_m	Tempo Médio
t_t	Tempo Total
T_A	Temperatura de Austenitização
T_R	Temperatura de Revenimento
T_T	Temperatura de Têmpera

$\tau_{\text{máx}}$	Máxima Tensão Cisalhante
τ_{xy}	Tensão cisalhante
θ	Ângulo entre o Plano da Trinca em que se Encontra o Elemento de Volume
ν	Coeficiente de Poisson
V	Vanádio
W	Largura
Y	Fator geométrico ou de Forma
ZPD	Zona Plasticamente Deformada

RESUMO

Castro, Danilo B. V. (2007). *Influência da Temperatura de Austenitização para Têmpera e de Revenimento na Tenacidade e na Vida em Fadiga do Aço SAE 5160 com Diferentes Teores de Fósforo. São Carlos/SP. 160p. Dissertação de Mestrado – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, Brasil.*

O objetivo deste trabalho foi investigar a influência das temperaturas de austenitização de têmpera e de revenimento na tenacidade ao impacto e na vida em fadiga do aço-mola SAE 5160, considerando diferentes teores de fósforo. Foram efetuados tratamentos térmicos de têmpera e revenimento em lâminas de aço SAE 5160 com bitolas de 70x10 mm, utilizando três diferentes temperaturas de austenitização: 850°C, 900°C, e 1000°C, com tempo de permanência em forno durante 15 minutos. A temperatura do óleo de têmpera foi de 66°C. As condições de revenimento foram de 470°C (70 min), 500°C (64 min), e 530°C (59 min), desde que a dureza final fosse mantida no intervalo de 45±3 HRC. Foram efetuados tratamentos térmicos em lâminas com baixo, médio e altos teores de fósforo (0,012%, 0,017%, 0,025% e 0,031% em peso), com a finalidade de observar o efeito do teor de fósforo sobre uma possível fragilização do aço-mola. Analisando os resultados obtidos, foi possível observar que o P, mesmo em teores abaixo do máximo permitido e dependendo das temperaturas de austenitização e revenido, pode causar a fragilização induzindo à fratura frágil do tipo intergranular, como foi observado nas análises das superfícies de fratura. No entanto, se a vida de nucleação for considerada, pode-se observar também que a fragilização não possui efeito algum sobre a vida em fadiga do componente.

Palavras-chave: aço SAE 5160. Fósforo. Austenitização. Revenimento. Fragilização.

ABSTRACT

Castro, Danilo B. V. (2007). *The Influence of the Austenitizing Temperatures for Quenching and Tempering on the Toughness and Fatigue Life of SAE 5160 Steel with Different P Contents.* São Carlos/SP. 145p. **Master Course – School of Engineering of São Carlos, University of São Paulo, Brazil.**

The aim of this work was to analyze the influence of austenitizing and tempering temperatures on the impact and fatigue life of the SAE 5160 spring steel, considering two different P amount. Bars (70 x 10 mm) were heat treated using three different austenitizing temperatures, 850°C, 900°C and 1000°C, with a 15 min furnace soaking time. The quenching temperature was 66°C. The tempering conditions were 470°C (70 min), 500°C (64 min), e 530°C (59 min), since the final hardness has to be kept in the range of 45±3 HRC. Heat treatment was carried out in materials with similar chemical compositions but with different P levels, this is, 0,012%, 0,017%, 0,025% and 0,031 wt%, looking at the effect of the P level to quench and temper embrittlement. From the results was possible to observe that the P content, even bellow the maximum level, depending on the quench and temper temperatures may cause embrittlement, as observed by the absorbed impact energy and fracture surface analysis. However, if nucleation life is considered, it was also observed that this embrittlement has no effect on the fatigue life.

Key-words: 5160 steel. Phosphorus. Austenitizing. Tempering. Embrittlement.

1 – OBJETIVO

Tem sido observado que, nos aços utilizados para confecção de molas, o teor de P normalmente varia entre 0,010 até 0,025 (% em peso), e fabricantes consideram que este teor não afeta o desempenho deste componente. Este tipo de aço-mola é empregado na fabricação de molas altamente solicitadas na indústria automotiva.

Este trabalho teve por objetivo investigar a influência das temperaturas de austenitização para têmpera e de revenimento para o aço-mola SAE 5160, na tenacidade ao impacto e na vida em fadiga, considerando diferentes teores de fósforo, dentro do intervalo de composição química permitida para este aço (inferior a 0,030% em peso). Na primeira etapa, foram utilizadas as temperaturas de austenitização de 850°C, 900°C e 1000°C, mantendo-se a temperatura de revenimento de 500°C por 60 minutos. Na segunda etapa, manteve-se as temperaturas de austenitização da primeira etapa, e variou-se, juntamente, a temperatura e tempo de revenimento, para outras duas condições de teores de P. Em todos os tratamentos térmicos, buscou-se controlar os valores de dureza final do aço, ou seja, mantendo-os dentro da faixa comercial (43–48,5 HRC) utilizada para o aço SAE 5160. Foram utilizados quatro diferentes teores de fósforo: 0,012, 0,017, 0,025 e 0,031 (% em peso).

2 – INTRODUÇÃO

Feixes de lâminas são utilizados nas suspensões traseiras de veículos de carga, de passageiros e caminhões, bem como também em alguns automóveis e caminhonetes. O seu processo de fabricação inclui: corte, puncionamento, forjamento, laminação, tratamento térmico de têmpera e revenido, jateamento com granalhas, pintura, montagem, pré-carga e testes de carga.

Os feixes de molas são produzidos com aços especiais, temperados e revenidos. Após o tratamento térmico de revenimento, as lâminas são submetidas ao tratamento superficial de jateamento por granalhas com o intento de introduzir no material uma região de tensão residual compressiva, para dificultar a nucleação e propagação de trincas e aumentar a vida em fadiga deste componente.

Recentemente, algumas lâminas têm apresentado fratura do tipo frágil durante o final do seu processamento. Investigações preliminares indicaram que as fraturas ocorreram devido a defeitos causados pela soldagem executada na fabricação do olhal. Entretanto, preocupou o fato de a fratura ser do tipo intergranular. Da literatura, observou-se que existem cinco possibilidades para a ocorrência da fragilização do componente.

A primeira se refere à fragilização durante o processo de soldagem, a qual poderia ter sido ocasionada pelo aquecimento durante a etapa de soldagem do componente. Neste caso, seria esperado que durante o aquecimento para execução da têmpera e revenido esta desaparecesse. Além do mais, a análise em microscópio eletrônico mostrou a presença de defeitos de solda que atuaram como concentradores de tensão.

A segunda possibilidade seria a conhecida fragilização por têmpera (FT). As características marcantes deste tipo de fragilização são a segregação do P para os contornos de grãos austeníticos originais e a formação de cementita (Fe_3C) nos contornos de grãos austeníticos originais. Este fenômeno de fragilização pode ocorrer durante a austenitização ou têmpera.

A terceira possibilidade se refere à fragilização da martensita revenida (FMR), pois os aços são susceptíveis à fragilização durante o processo de revenimento; isto tem sido apontado como decorrência também da segregação de fósforo e enxofre para os contornos de grãos austeníticos originais. Esta se dá em temperaturas de revenimento dentro do intervalo de 200 a 370°C.

A quarta possibilidade seria a fragilização do revenido (FR), um problema que ocorre em aços microligados que contém determinadas impurezas, tais quais o fósforo (P), o estanho (Sn), o antimônio (Sb), e o arsênio (As), que fazem com que haja a fragilização do aço em questão, se estes forem revenidos dentro do intervalo de temperatura de 375-575°C, ou durante um resfriamento lento do mesmo aço através desta faixa de fragilização.

Por fim, a quinta e última possibilidade seria a fragilização por absorção de hidrogênio. No entanto, da análise das etapas de processo de fabricação das molas, este tipo de fragilização não tem como acontecer.

Deste modo, para avaliar os fatores que estariam ocasionando um modo de fratura intergranular dos componentes molas planas, várias etapas foram desenvolvidas e estão descritas neste trabalho. Assim, esta dissertação é composta de sete capítulos, inclusive os do Objetivo (Capítulo 1) e Introdução (Capítulo 2), além do resumo do trabalho, os quais já foram apresentados.

O Capítulo 3 apresenta a Revisão Bibliográfica do presente trabalho, a qual descreve resumidamente os tratamentos térmicos de austenitização, têmpera e de revenimento, bem como apresenta uma descrição pormenorizada dos três principais fenômenos de fragilização relacionados a este trabalho (FT, FR e FMR). Por fim, este Capítulo também traz informações importantes sobre as propriedades mecânicas relacionadas ao trabalho, tais como a tenacidade à fratura, a energia absorvida por impacto e a vida em fadiga; e traz ainda informações sobre as análises fractográficas e micrográficas de aços. Em seguida, há uma descrição sintetizada sobre os efeitos do teor de carbono, do tamanho de grão e dos elementos de ligas sobre a fragilidade de aços.

O Capítulo 4 refere-se ao Material e Procedimentos Experimentais. Este Capítulo traz informações sobre os quatro diferentes teores de P utilizados para o aço SAE 5160, bem como também descreve todas as 24 condições de tratamentos térmicos efetuados sobre o aço SAE 5160. Ao final, se encontra uma breve descrição de todos os ensaios mecânicos, tipos de corpos-de-prova e análises microscópicas efetuadas sobre o aço SAE 5160.

No Capítulo 5 encontram-se todos os resultados deste trabalho, bem como as discussões pertinentes ao trabalho proposto. Este Capítulo serviu de base para arguir as conclusões mais importantes deste trabalho, as quais estão descritas no Capítulo 6.

O Capítulo 7 traz toda a relação de bases bibliográficas utilizadas para a confecção desta dissertação de mestrado.

Por fim, também foi adicionada a este estudo uma sessão com um breve cronograma do trabalho proposto inicialmente. As etapas do plano de trabalho foram cumpridas conforme os prazos apresentados.

3 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 – Austenitização e Têmpera

A têmpera é definida como um tratamento térmico de resfriamento contínuo (após a austenitização do material) com a finalidade de promover a transformação da austenita em martensita, quando a temperatura M_s é ultrapassada, conforme mostra a Curva A da Figura 3.1. Se a temperatura final do tratamento térmico for superior à temperatura M_f , do fim da reação martensítica, parte da austenita permanecerá associada à martensita, recebendo o nome de austenita retida.

Durante o aquecimento para a austenitização do componente a ser temperado, deve-se tomar as seguintes precauções: aquecer uniformemente o material, prevenir a oxidação, a decarbonetação e a deformação da peça. No caso do aço SAE 5160 (aço médio-carbono), a temperatura de austenitização indicada deve situar-se na faixa de 800–845°C [Smith, 1991].

Figura 3.1 – Curvas de resfriamento contínuo. O resfriamento contínuo para a têmpera está representado pela curva A. As posições, medida em polegadas, referem-se ao ensaio de temperabilidade Jominy [Smith, 1991].

O meio de resfriamento também é considerado um parâmetro essencial para a boa qualidade do aço a ser temperado. Alguns aços podem vir a trincar e/ou empenar quando são temperados em meios de alta severidade de têmpera; sendo assim, esses aços devem ser temperados de uma maneira mais branda [Chiaverini, 1985].

Com exceção de alguns aços-ligas, os quais endurecem pelo simples resfriamento ao ar (têmpera ao ar), o resfriamento praticado na têmpera comum é habitualmente rápido. Portanto, as peças, depois de serem devidamente aquecidas e homogeneizadas em sua temperatura de austenitização, são mergulhadas rapidamente em líquidos. A absorção de calor por um líquido depende principalmente de sua natureza e de sua temperatura. Desta forma, existem vários líquidos que podem ser utilizados para o resfriamento, conforme a velocidade de resfriamento desejada. Alguns exemplos desses líquidos são: água e soluções aquosas de sais, álcalis, ácidos, ou glicerina; óleos (minerais, vegetais ou animais); soluções poliméricas; sais fundidos ou chumbo fundido. A Tabela 3.1 apresenta valores de severidade de têmpera para alguns líquidos.

Tabela 3.1 – Valores das severidades de têmpera para alguns líquidos. A água a 20°C e sem agitação é utilizada como padrão de medida [Colpaert, 1974].

Líquidos	Severidade de têmpera
Solução de 5% de soda cáustica em água	1,17
Solução de 5% de cloreto de sódio em água	1,12
Água	1,00
Solução de glicerina em água	Valores entre o da água e o dos óleos
Óleos (dependentes da viscosidade)	0,16 a 0,36

Em geral, os óleos são meios brandos de têmpera, empregados quando há perigo de empenamentos, trincas e tensões internas excessivas. Os óleos minerais são os mais

utilizados devido ao fato de estarem menos sujeitos a se deteriorarem com o uso. Os óleos vegetais e animais têm a desvantagem de desprenderem odores desagradáveis.

Os banhos de têmpera se tornam mais brandos à medida que se aquecem. No caso de óleos de alta viscosidade, a diminuição desta com o aquecimento pode sobrepujar, pelo menos entre certas temperaturas, o efeito abrandador que o aquecimento exerce sobre a capacidade de têmpera do banho. Isso pode conduzir a resultados inesperados na têmpera.

3.1.1 – Fragilização por Têmpera

Os aços baixa liga e os aços carbono comuns, dependendo de sua composição química e do tratamento térmico, são susceptíveis à fratura intergranular ao longo dos contornos de grãos austeníticos originais. Os fenômenos de fragilização da martensita revenida (FMR) e de fragilização do revenido (FR), os quais serão abordados respectivamente nas Seções 3.2.1 e 3.2.2, são bons exemplos de fenômenos de fragilização intergranular [Banerji, 1978]. Krauss [Krauss, 1995a] observou a existência de transição de fratura dúctil para fratura intergranular em aços martensíticos (teor de carbono acima de 0,5% em peso) revenidos em baixas temperaturas. Os aços com maiores teores de C, quando submetidos a tração uniaxial ou a flexão, são altamente susceptíveis ao fenômeno de fragilização intergranular nas condições de como-temperado e/ou revenidos em baixas temperaturas. Como o revenimento nem sempre é condição necessária para que haja a ocorrência da fratura intergranular, pode-se concluir que esse fenômeno de fragilização pode ocorrer durante a austenitização ou têmpera, conforme afirmou Hyde [Hyde, 1998]. A este tipo de fenômeno, dá-se a denominação de fragilização por têmpera (FT).

A segregação do P para os contornos de grãos da austenita original (fator já conhecido em vários processos de fragilização intergranular) e a formação de Fe_3C nos contornos de grãos austeníticos originais (característica da fragilização da martensita

revenida) são características marcantes da fragilização por têmpera. No entanto, a Fe_3C da fragilização por têmpera se forma durante a austenitização ou têmpera, e não durante o revenimento, como ocorre na fragilização da martensita revenida [Reguly, 2004].

A Figura 3.2 mostra um exemplo de fragilização por têmpera em uma amostra de aço SAE 5160 temperado e revenido em baixa temperatura. Esta amostra foi retirada de um corpo-de-prova ensaido a tração. A fratura frágil intergranular foi observada na porção central da amostra. O processo de trincamento deu-se nos contornos de grãos austeníticos originais, e as facetas lisas de fratura não mostraram evidências de deformação plástica. Neste caso, a fratura aconteceu com pouca deformação plástica, rompendo bem antes do desenvolvimento do empescoçamento. Em alguns outros aços, que possuem sensibilidade à fragilização por têmpera, o processo de trincamento intergranular freqüentemente se inicia na superfície da amostra, conduzindo para a caracterização da microestrutura como uma sensibilidade a um concentrador de tensão superficial. As condições que ocasionam a fragilização por têmpera também podem ser relacionadas a trincas de têmpera, às quais os aços carbono comuns temperados são sensíveis, se as tensões de tração durante a têmpera ou os cantos vivos forem severos o suficiente para iniciar o trincamento nos contornos de grãos da austenita fragilizada [Krauss, 2001].

Nos mecanismos de fragilização decorrentes do revenimento (*"temper-driven"*), as estruturas de contornos de grãos são extremamente finas e não conseguem ser observadas à luz do microscópio óptico [Reguly, 2004] ou microscópio eletrônico de varredura. A primeira vez em que a Fe_3C foi documentada em contornos de grão fragilizados ocorreu em 1978, através de análises de superfícies de fratura, utilizando Espectroscopia Äuger (AES) [Krauss, 1978]. As facetas da fratura intergranular, nos contornos de grãos austeníticos originais, são suaves e raramente podem ser observadas em microscópio eletrônico de varredura, tais quais as estruturas relacionadas à fragilização. Este tipo de análise tem mostrado que o fósforo e o carbono têm sido os dois elementos detectados sobre as facetas intergranulares das amostras na condição de temperadas. Dos dois elementos, o C possui uma alta densidade de picos dominante no espectro AES, na forma de cementita (Fe_3C)

[Krauss, 2001]. Durante a austenitização, a ocorrência da segregação do P nos contornos de grãos austeníticos originais permite a ocorrência da fratura intergranular com teores reduzidos de C, necessária para que haja a ocorrência da FT [Banerji, 1978].

Figura 3.2 – Fratura intergranular de um corpo-de-prova de aço 5160 (modificado com 1,4% em peso de Si) submetido a tração, o qual foi temperado a 830°C e revenido a 175°C. (a) Aspecto geral da superfície de fratura no centro da amostra; (b) Detalhe desta região mostrando o aspecto intergranular da fratura [Krauss, 2001].

A Figura 3.3 apresenta um gráfico que define as regiões de fraturas intergranular e transgranular, em função dos teores de C e de P, para aços martensíticos revenidos em baixas temperaturas, mostrando que o teor de C necessário na austenita para que haja a ocorrência da fratura intergranular decresce com o aumento do teor de P [Krauss, 2001]. Foi observado que o P reduz a solubilidade do C na austenita, promovendo, desta forma, a formação de cementita nos contornos de grãos austeníticos originais. O fato de que a FT pode ser desenvolvida mesmo em aços que possuam baixos teores de P (inferiores a 0,010% em peso), salienta o importante papel do carbono e da formação de carbeto nos contornos de grão [Darwish, 1991].

A fratura intergranular, associada com a fragilização por têmpera, reduz significativamente a tenacidade ao impacto, em temperatura ambiente, do aço SAE 5160, conforme mostra a Figura 3.4 [Reguly, 2004].

Figura 3.3 – Modo de fratura em função do teor de fósforo e carbono para martensita revenida a baixa temperatura [Krauss, 2001].

O aumento da temperatura de revenimento rapidamente aumenta a tenacidade ao impacto em amostras do aço SAE 5160 com baixo índice de fósforo (0,001% em peso), as quais não desenvolveram fragilização por têmpera. Em aços com baixo teor de fósforo, que desenvolveram fragilização por têmpera, após terem sido austenitizados a 1100°C, houve uma melhora na tenacidade ao impacto quando a temperatura de revenimento é elevada. Em amostras austenitizadas em temperaturas menores que 1100°C, essa melhora na tenacidade ao impacto dos aços foi bem maior [Reguly, 2004].

Figura 3.4 – Energia de impacto *versus* temperatura de revenimento para aço 5160 austenitizados em quatro diferentes temperaturas de austenitização, temperados em óleo e revenidos em diferentes temperaturas [Reguly, 2004].

Apesar da observação de cementita nos contornos de grãos austeníticos originais de aço SAE 5160, muitas áreas de contornos, fragilizados por têmpera, são livres de carbeto [James, 1997]. Tem sido difícil determinar a morfologia da cementita nos contornos de grãos austeníticos originais dos aços temperados e que exibam fragilização. Em vista da natureza suave das facetas intergranulares, existe uma tendência de assumir que a cementita esteja presente na forma de filmes finos em contornos de grãos [Lui, 1975]. No entanto, em algumas observações via microscópio eletrônico de varredura, a cementita encontrada sobre as superfícies fragilizadas tem ocasionalmente mostrado disposições em forma de placas [Hyde, 1994]. Um exemplo dessa morfologia de cementita sobre facetas de contornos de grãos de um aço SAE 5160 está representado na Figura 3.5(a). A Figura 3.5(b) mostra exemplos de cementitas alotríomórficas em contornos de grãos de um aço SAE 52100, as quais cresceram formando saliências. Os cristais em forma de placas

mostrados na Figura 3.5(a) representam os estágios preliminares da nucleação e do crescimento de cementita nos contornos de grãos austeníticos, que mais tarde formam as placas de cementita, conforme mostrado na Figura 3.5(b) [Krauss, 2001].

Além da possível segregação de fósforo e de outros elementos, partículas de manganês (Mn) e silício (Si) segregam em filmes muito finos nos contornos de grãos austeníticos. Na literatura encontra-se um número significativo de trabalhos que mostram que o manganês e o silício contribuem para a fratura intergranular de aços temperados [Weng, 1987; Bodnar, 1989]. Recentemente, altos teores de manganês mostraram-se capazes de produzir fragilização por têmpera em aços SAE 5140. Em um estudo anterior, dois tratamentos idênticos em aços com diferentes teores de manganês, 0,82% *versus* 1,83% (em peso), submetidos a ensaios de tração em condições de pós-têmpera, mostraram que o aço contendo 0,82% de Mn (em peso) falhou por coalescência de microvazios (fratura transgranular dúctil), enquanto que o aço contendo 1,83% de Mn (em peso) falhou por fratura intergranular frágil [Reguly, 2004].

Figura 3.5 – (a) Cristais de cementita com morfologia dente-de-serra (“*saw-tooth*”) nucleada sobre um contorno de grão austenítico de um aço SAE 5160, com 0,031% em peso de P. Esta amostra de aço foi austenitizada a 1100°C e foi temperada em óleo. (b) Placas de cementita (Fe₃C alotriomórfica) em contorno de grão de um aço SAE 52100, o qual foi mantido durante duas horas a 785°C [Krauss, 2001].

A Figura 3.6 apresenta uma representação esquemática do fenômeno da FT, o qual foi desenvolvido e proposto por Matlock e Krauss [Matlock, 1995]. A segregação do P para os contornos de grãos da austenita original ocorre durante a austenitização, favorecendo, dessa forma, a formação da cementita. No entanto, a rejeição que a cementita tem pelo P faz com que haja um favorecimento maior ainda na concentração intergranular de C. Durante a têmpera, poderá ocorrer uma subsequente precipitação de cementita, tendo como resultado uma microestrutura martensítica com contornos de grãos já fragilizados. Portanto, o grau de severidade da FT é uma função da composição química do material e de seu tamanho de grão.

Figura 3.6 – Representação esquemática do mecanismo proposto por Matlock e Krauss para explicar a FT [Reguly, 1999].

3.1.2 – Técnicas para Minimizar a Fragilização por Têmpera em Aços

Nas últimas décadas, um número considerável de estudos tem sido desenvolvido para minimizar os efeitos da fragilização por têmpera em aços carbono comum martensíticos revenidos em baixas temperaturas [Krauss, 2001]. A técnica aplicada para

eliminar a fratura intergranular de aços SAE 5160, utilizados em molas automotivas, é o revenimento em temperaturas maiores que as convencionais, em prejuízo da dureza e da resistência do aço. A Figura 3.7 mostra a variação da quantidade de fratura intergranular observada na superfície de fratura de corpos-de-prova de impacto do tipo Charpy do aço SAE 5160, em função da temperatura de revenimento. Foram utilizados dois tipos de aços SAE 5160: um com 0,001% em peso de P, e outro com 0,031%, ambos com 0,001% de Sn. Após o revenimento em temperaturas maiores, nota-se que a sensibilidade ao trincamento intergranular dos aços baixo-P decresce significativamente, porém a mesma permanece alta nos aços alto-P. Este estudo também mostrou que o P reduz a taxa de esferoidização de carbeto durante o revenimento. O resultado pode ser atribuído à retenção de morfologias de carbeto sobre os contornos de grãos da austenita original, promovendo, desta forma, a fratura intergranular em aços com alto teor de P, mesmo após revenimentos em altas temperaturas [James, 1994].

Figura 3.7 – Porcentagem de fratura intergranular em função da temperatura de revenimento para o aço SAE 5160 com baixo (0,001% em peso) e alto (0,031% em peso) teor de P. O teor de Sn foi o mesmo para os dois tipos de aços (0,001% em peso) [James, 1994].

A Figura 3.8 mostra esquematicamente o comportamento em fratura de aços temperados e revenidos em função do teor de C e da temperatura de revenimento. Este mapa destaca as várias regiões de fragilização que podem limitar a aplicação útil dos aços endurecidos sob condição de tração uniaxial ou carregamento por flexão [Krauss, 2001]. Este tipo de comportamento foi primeiramente noticiado em 1995 por Krauss [Krauss, 1995a] e, para demonstrar melhor as faixas de fragilizações, foram adicionadas ao mesmo as regiões da fragilização do revenido (FR) e da fragilização da martensita revenida (FMR). Esses dois últimos tipos de fragilizações, causados durante o revenimento, serão melhor discutidos na Seção 3.3.

Figura 3.8 – Tipo de fratura, sob condições de carregamento trativo, em função da temperatura de revenimento e do teor de C de aços carbono comuns e aços-ligas. Martensita LTT se refere à martensita revenida em baixas temperaturas [Krauss, 2001].

3.2 – Revenimento

No estado como-temperado, a martensita, além de ser muito dura, é tão frágil que não pode ser utilizada para a maioria das aplicações usuais. Além disso, quaisquer tensões internas que tenham sido adicionadas ou introduzidas durante o processo de têmpera possuem um efeito nocivo sobre a peça tratada termicamente. As propriedades mecânicas de ductilidade e tenacidade da martensita em aços podem ser melhoradas e as tensões internas podem ser aliviadas através de um tratamento térmico denominado de revenimento [Callister, 2002].

O revenimento de aços é um processo no qual o aço previamente endurecido por têmpera ou normalização é aquecido a uma temperatura abaixo da zona crítica e é resfriado ao ar, com o objetivo de aumentar sua ductilidade e tenacidade. Os aços são revenidos por reaquecimento, logo após o endurecimento por têmpera, para que se obtenham valores específicos de propriedades mecânicas, para o alívio de tensões nos mesmos (as quais foram produzidas durante o processo de têmpera) e para assegurar a sua estabilidade dimensional [Vernia, 1991]. A aplicação do tratamento térmico de revenimento leva a uma redução no valor de dureza do material tratado, e a diminuição dessa resistência mecânica aumenta a ductilidade e a tenacidade do material, desde que o fenômeno de fragilização não esteja presente. O tratamento térmico de revenimento permite, através da difusão, a formação da martensita revenida, na qual a martensita TCC monofásica, supersaturada com carbono, se transforma em martensita revenida e/ou nas fases estáveis ferrita (α) e cementita (Fe_3C), no caso de altas temperaturas [Krauss, 1995a].

As principais variáveis do tratamento térmico de revenimento são a temperatura e o tempo, sendo que a maioria dos tratamentos de revenimento acontece a uma temperatura constante. Uma vez que a difusão do carbono está envolvida na transformação da martensita em martensita revenida, o aumento da temperatura de revenimento acelerará o processo de difusão, ou seja, influenciará na taxa de crescimento de partículas de cementita e, subseqüentemente, na taxa de amolecimento. De acordo com a Figura 3.9, pode-se notar

que o aumento do tempo de revenimento causa um decréscimo na dureza do aço tratado termicamente, devido ao crescimento e à coalescência de partículas de cementita [Callister, 2002].

No revenimento, sendo a martensita uma estrutura metaestável, o aquecimento promove o alcance do equilíbrio. A metaestabilidade da martensita é caracterizada pela permanência de átomos de carbono nos interstícios da fase austenita. Com o aquecimento, fornece-se energia para a difusão, e o carbono sai do estado de supersaturação, precipitando-se na forma de carbonetos. As reações que ocorrem durante o processo de revenimento acontecem em seqüência, na medida em que se aumenta o tempo e/ou a temperatura do tratamento [Spim Jr, 2007].

Figura 3.9 – Valores de dureza em função do tempo de revenimento para um aço comum ao carbono (SAE 1080) com composição eutetóide e temperado em água [Callister, 2002].

A primeira etapa do revenimento pode ser denominada de alívio de tensões, pois não ocorre alguma mudança estrutural, embora a tenacidade do material tratado termicamente venha a aumentar. Essa etapa ocorre em temperaturas próximas de 100/150°C até 250°C. Em aços com teores de carbono menores que 0,25% (em peso), há a

ocorrência da difusão do carbono na martensita, aglomerando-se nas discordâncias. Já em aços com teores de carbono maiores que 0,25% (em peso), há a ocorrência da precipitação de um carboneto metaestável, hexagonal compacto, denominado de carbeto- ϵ . Essa precipitação de carbeto- ϵ provoca uma perda importante de carbono na martensita, que ao final dessa etapa perde parcialmente a sua tetragonalidade e se transforma em uma rede cúbica, ainda permanecendo supersaturada em relação à ferrita.

A segunda etapa do revenimento ocorre apenas com a presença da austenita retida, sendo sua faixa de temperatura entre 200 e 350°C. Essa etapa é importante em aços com elevados teores de carbono e de elementos de ligas, pois nesses casos há uma quantidade de austenita retida bem alta. Nessa segunda etapa, a austenita retida transforma-se em martensita ou bainita, a qual sofrerá uma precipitação de carbonetos, na terceira etapa, transformando-se, no final, em cementita e ferrita.

Na terceira etapa do revenimento, acima de 350°C, além da transformação da martensita e/ou bainita em cementita e ferrita, ocorre a transformação dos carbeto- ϵ , obtidos na primeira etapa, em cementita. Aumentando-se esta temperatura, precipita-se a cementita nos limites das agulhas martensíticas e em seu interior. Aumentando-se a temperatura mais ainda, a cementita do interior das agulhas é redissolvida, fazendo com que haja o engrossamento da cementita, a qual envolve a martensita. A cementita se torna descontínua nos limites das agulhas martensíticas. Ao fim desse processo, obtém a estrutura de martensita revenida [Callister, 2002].

A Figura 3.10 apresenta um histórico térmico de um processo convencional de tratamento térmico de têmpera e revenido. O aspecto microestrutural da martensita revenida é bem diferente, tanto da perlita quanto da bainita, sendo formada pelo aquecimento da martensita, ocorrendo precipitação de carbeto- ϵ na matriz ferrítica (Figura 3.11) [Shackelford, 2000].

Figura 3.10 – Processo de tratamento térmico de têmpera seguido do revenimento de um aço [Shackelford, 2000].

Elementos residuais, ou seja, aqueles que não são adicionados intencionalmente em um aço, podem causar a fragilização do mesmo. Os elementos conhecidos que causam fragilização são o estanho (Sn), o fósforo (P), o antimônio (Sb), o arsênio (As), entre outros. Nas subseções adiante haverá uma descrição detalhada dos tipos de fragilização que podem ocorrer nos aços durante o revenimento.

(a)

(b)

Figura 3.11 – (a) Martensita obtida após o processo de têmpera e (b) martensita revenida. Aço com 0,5% de C, em peso [Shackelford, 2000].

3.2.1 – Fragilização da Martensita Revenida

Na literatura, há uma tendência à suposição básica de que a tenacidade ao impacto de aços endurecidos aumenta firmemente com o aumento da temperatura de revenimento, enquanto que, ao mesmo tempo, a decomposição da martensita aumenta gradativamente. Dessa forma, a tenacidade mínima observada pode referir-se à fragilização da martensita revenida (FMR), a qual pode ser denominada de “fragilidade irreversível” [Pietikäinen, 1999], devido ao fato da FMR ser irreversível. Esta também recebe a denominação de “fragilização do revenimento em um passo” [Krauss, 1995b], bem como também pode ser denominada de “fragilização a 350°C” [Ghosh, 1994] e de “fragilidade azul” [Szczepanski, 1963].

A FMR é caracterizada por uma queda significativa nos valores de tenacidade ao impacto de aços de alta resistência em função da temperatura de revenimento, sendo que a queda do valor da energia absorvida no impacto acontece dentro de revenimentos realizados no intervalo de 200-370°C [Krauss, 1995b]. Pesquisas anteriores revelam que a severidade desse tipo de fragilização depende da intensidade da queda dos valores de tenacidade ao impacto em corpos-de-prova do tipo Charpy com entalhe em V, que ocorre dentro do intervalo de fragilização da FMR [Zia-Ebrahimi, 1984].

A FMR ocorre em uma margem de revenimento em que os carbeto-ε se transformam em cementita (Fe_3C). Esta se manifesta principalmente em aços com microestrutura de martensita revenida, porém, é sabido que a mesma pode ocorrer também em aços com microestrutura de bainita inferior. Outras estruturas, como a bainita superior e a perlita/ferrita não são fragilizadas em revenimentos na região da FMR [ASM Handbook, 2002].

Os mecanismos desse tipo de fragilização dependem de interações complexas entre a composição química, as condições de tratamentos térmicos e as temperaturas dos ensaios de tenacidade ao impacto [Zia-Ebrahimi, 1984]. Apesar dos mecanismos da FMR não estarem claramente compreendidos, as explicações principais para a ocorrência desse fenômeno estão baseadas nos efeitos de impurezas e precipitação de Fe_3C sobre os

contornos de grãos da austenita anterior. Em alguns estudos anteriores, concluiu-se que a FMR ocorreu devido à precipitação de plaquetas finas de Fe_3C sobre os contornos de grãos da austenita original ou sobre os contornos entre agulhas (*“interlaths”*). No entanto, a FMR também foi observada em aços baixa liga que foram tratados termicamente no intervalo de temperatura onde ocorre a FMR, contendo algumas impurezas de elementos residuais, sendo estes apontados como os fatores essenciais causadores da FMR, ou seja, segregação de fósforo (P), enxofre (S), nitrogênio (N), antimônio (Sb), arsênio (As), estanho (Sn) e silício (Si), para os contornos de grãos da austenita original ou para as interfaces da ferrita com carbeto. É sabido que o efeito da segregação de impurezas é mais pronunciado na parte superior do intervalo de temperatura [Ghosh, 1994; ASM Handbook, 2002].

Na FMR, as fraturas podem ser dos tipos transgranular e intergranular. As fraturas transgranulares da FMR são observadas em revenimentos realizados entre 200 e 300°C, e foram caracterizadas pela formação de carbeto grosseiros nos contornos de agulhas (*“laths”*) martensíticas. A fratura intergranular da FMR ocorre usualmente, mas nem sempre, em revenimentos realizados em aproximadamente 350°C, com a presença de carbeto grosseiros em contornos de grãos enfraquecidos por impurezas [ASM Handbook, 2002]. A maior porcentagem da fratura intergranular tem ocorrência no ponto que corresponde ao mínimo da tenacidade ao impacto. No entanto, este tipo de fratura não é requisito único para a ocorrência da FMR. Mesmo sabendo que a FMR está tradicionalmente associada ao aumento da incidência da fratura intergranular, deve-se lembrar que alguns estudos comprovaram que o micromecanismo da fratura que irá prevalecer depende de diversos fatores, como, por exemplo, a composição química do aço endurecido e revenido [Vatavuk, 2000]. O modo de fratura intergranular da FMR não deve ser confundido com o fenômeno de fragilização de revenido (FR), o qual resulta de um revenimento prolongado acima de 400°C [McMahon Jr, 1976].

Todos esses mecanismos citados sobre a explicação da FMR estão baseados na ocorrência da fratura frágil, isto é, uma redução na condição crítica requerida para a

iniciação e propagação de uma trinca de modo instável em amostras revenidas dentro do intervalo da FMR, que é um processo que compete diretamente com o amolecimento junto ao revenimento. Nenhum dos modelos propostos para a FMR considerou as mudanças na deformação e no encruamento, as quais se desenvolvem no revenimento. Essas considerações recentes são de grande importância quando a fratura da FMR é dúctil, um modo de fratura que não consegue ser explicado pelos modelos anteriores [Backfish, 1977; Zia-Ebrahimi, 1983]. Além do mais, esta tem sido uma inconsistência na avaliação da FMR por diferentes métodos de ensaios. Em alguns casos, enquanto a energia de impacto mostra claramente a FMR, os dados de tenacidade à fratura (K_{IC}) não a refletem e, conseqüentemente, os valores de K_{IC} aumentam através do intervalo da FMR [Materkowski, 1979]. No entanto, Darwish *et al* [Darwish, 1991] descreveram que os valores de K_{IC} de um aço AISI 4140, temperado e revenido, são afetados pela FMR. Conforme notado na Figura 3.12, ambas as tenacidades de trinca aguda (K_{IC}) e aparente (K_A) são significativamente degradadas com o aumento da temperatura de revenimento na faixa de 200 a 350°C. Em seus estudos fractográficos, Darwish *et al* comprovaram que esta degradação da tenacidade estava associada com a predominância de um modo de falha por trincamento intergranular, o qual ocorreu ao longo dos contornos de grãos da austenita original do material temperado e revenido. Os ensaios de tenacidade à fratura foram realizados em temperatura ambiente. Os valores de K_A são obtidos de um entalhe de raiz com raio de 0,25 mm. Os tempos de revenimentos foram de 1 hora.

A temperatura no ensaio de tenacidade ao impacto é um fator muito importante para caracterizar a fratura de aços acometidos pela FMR. Dependendo da temperatura de ensaio, a FMR produz uma alteração em sua fratura do modo de clivagem transgranular para o modo de fratura intergranular ao longo dos contornos de grãos da austenita anterior. Em ensaios de tenacidade ao impacto, realizados em temperatura ambiente, a fratura pode ser alterada do modo de clivagem para um misto de fratura intergranular e quase-clivagem [ASM Handbook, 2002].

Figura 3.12 – Variação das tenacidades à fratura (K_{IC}) e aparente (K_A) de um aço AISI 4140 em função da temperatura de revenimento. Os ensaios de tenacidade à fratura foram realizados à temperatura ambiente [Darwish, 1991].

As propriedades mecânicas de resistência à tração, limite de escoamento, alongamento e estrição, não são afetadas pela FMR, porém esta possui um efeito adverso na propriedade de tenacidade ao impacto de corpos-de-prova Charpy com entalhe em V. A energia absorvida em ensaio de impacto de corpos-de-prova Charpy com entalhe em V, em função da temperatura de revenimento, é o procedimento mais comum para revelar esse tipo de fragilização [ASM Handbook, 2002]. No entanto, Ghosh *et al* [Ghosh, 1994] mostraram que é possível determinar a FMR de dois tipos de aços (EN18 e 8640) através de medidas de dureza em função da temperatura de revenimento. Os aços foram austenitizados a 860 $^{\circ}\text{C}$ durante uma hora e, em seguida, foram temperados em óleo e revenidos no intervalo de temperatura de 150 a 650 $^{\circ}\text{C}$, com variações de 50 e 100 $^{\circ}\text{C}$ dentro desse intervalo. Os picos de dureza e as inflexões apresentadas nas Figuras 3.13 e 3.14

acontecem entre 300 e 400°C para o aço SAE 8640, e entre 400 e 450°C para o aço EN18, sendo resultado de dois processos competitivos: o aumento da dureza devido à segregação de impurezas na fragilização e o amolecimento do material devido às transformações martensíticas que acontecem, principalmente, no terceiro estágio do revenimento.

Geralmente, a FMR de caráter transgranular tem sido observada em aços de alta pureza, enquanto a FMR de caráter intergranular tem sido observada em aços de pureza comercial [Vatavuk, 2000]. Para que se possa prevenir a FMR, é necessário que se evite revenimentos de aços dentro da faixa da FMR, mesmo sabendo que essa faixa é um tanto quanto variável. A utilização de aços com baixos teores de impurezas, particularmente o P, pode prevenir a contribuição da segregação de impurezas na fragilização total. Aços fragilizados podem ser recozidos para restaurarem sua energia de impacto máxima quando for necessário [ASM Handbook, 2002].

Figura 3.13 – Variação de medidas de micro- e macro-dureza Vickers, e de dureza Rockwell, de um aço SAE 8640, em função da temperatura de revenimento [Ghosh, 1994].

Figura 3.14 – Variação de medidas de micro- e macro-dureza Vickers, e de dureza Rockwell, de um aço EN18, em função da temperatura de revenimento [Ghosh, 1994].

3.2.2 – Fragilização do Revenido

O fenômeno da fragilização do revenido (FR) foi reconhecido bem antes de seus aspectos teóricos terem sido estudados. Em meados de 1883, certos ferreiros utilizavam um tratamento conhecido como recozimento em água para prevenir a fragilização de aços que haviam sido revenidos em temperaturas entre 300–600°C. O resfriamento lento foi substituído pela têmpera em água.

Até o início do século passado, várias patentes se referiam à têmpera em água após o revenimento de aços Ni-Cr. No entanto, esse fenômeno não teve a atenção merecida até o início da Primeira Guerra Mundial. Foi durante esse período que largas quantidades de aços começaram a ser fabricadas para suprir a produção industrial de armamento. Em 1917, o termo “fragilização do revenido” foi introduzido por Dickenson e um número de artigos foi

publicado por Brearley (ao qual foi atribuído o primeiro), Hatfield, Philpot e Grenet. Em 1919, Greaves e seus colaboradores publicaram alguns resultados obtidos em seus experimentos.

Naquela época, os pesquisadores utilizaram ensaios de tenacidade ao impacto em barras entalhadas para evidenciar a susceptibilidade de aços ao fenômeno da fragilização por revenido. O significado da FR e suas implicações práticas contrariam o fato de que os aços-ligas são utilizados para obter boa temperabilidade e uniformidade de resistência em componentes espessos e pesados. Um resfriamento rápido após o revenimento em alta temperatura é um procedimento que pode minimizar a FR nos aços, porém não é tão aconselhado por produzir distorção e altas tensões residuais [Szczepanski, 1963].

A fragilização do revenido também pode ser denominada de “fragilização reversível”, “fragilização em dois passos” [Zia-Ibrahimi, 1984] e “fragilidade Krupp” [Szczepanski, 1963].

O fenômeno da FR é um problema metalúrgico que ocorre em aços-ligas que contêm determinadas impurezas, tais como o fósforo (P), o estanho (Sn), o antimônio (Sb) e o arsênio (As), os quais fazem com que haja a fragilização do aço em questão, se revenidos dentro do intervalo de temperatura entre 350 e 570°C, ou durante o resfriamento lento na faixa de fragilização. A fragilização resultante é detectada primariamente por um aumento da temperatura de transição dúctil-frágil do ensaio de impacto, conforme mostra a Figura 3.15, para um aço SAE 3140 (o qual contém 1,15% em peso de níquel e 0,65% em peso de cromo). O aço em questão foi fragilizado por ambos os processos de revenimento isotérmico e resfriamento lento através da faixa de fragilização da FR. A cinética dessa fragilização segue o comportamento de uma curva-C com o tempo e temperatura de revenimento, com um cotovelo ou um tempo mínimo para a fragilização a 550°C, do aço SAE 3140 [Krauss, 1995b]. Em um estudo realizado por Carr *et al* [Carr, 1953], descobriu-se que esse fenômeno se dá após 1 hora a 550°C para o primeiro acréscimo da temperatura de transição ser notado, e muitas horas, perto do limite inferior da faixa da FR, para que os primeiros sinais de fragilização em torno de 375°C possam ser notados.

Figura 3.15 – Deslocamento da curva de transição de impacto para uma temperatura maior como um resultado da FR produzida em um aço SAE 3140 através de revenimento isotérmico e resfriamento em forno através da faixa de fragilização da FR [Krauss, 1995b].

O grau de fragilização de um aço depende do grau de impurezas e do tempo em que o mesmo está submetido dentro da faixa de temperatura relacionada à FR. As impurezas de elementos mais relacionadas com o fenômeno da FR são os elementos metalóides citados anteriormente (P, Sn, Sb e As), os quais segregam para os contornos de grãos durante o revenimento na faixa de fragilização da FR. Relativamente, pequenas porções desses elementos, na ordem de 100 ppm ou menos, têm sido mostradas como causa da FR [Krauss, 1995b]. Outros elementos também são citados como agentes fragilizadores, os quais são: silício (Si), germânio (Ge), selênio (Se), telúrio (Te), e bismuto (Bi). O elemento metálico manganês (Mn) pode causar ou facilitar a ocorrência da FR em uma extensão em que estes efeitos ficam difíceis de serem diferenciados [ASM Handbook, 2002]. O teor das ligas também influencia a fragilização nos aços carbono comuns que contêm menos que 0,3% de Mn (em peso), os quais não são considerados susceptíveis à fragilização. Os aços Ni-Cr são propensos à ocorrência da FR, mas a adição de molibdênio (Mo), em porções de 0,5% em peso ou menos, reduz sua susceptibilidade à FR, sendo este um importante

elemento de liga adicionado em aços para minimizar a possibilidade de ocorrer a FR [Krauss, 1995b]. O efeito do Mo sobre os aços foi primeiramente apresentado por Greaves e Jones, em 1925 [Greaves, 1925]. O carbono, o cromo, o manganês, o silício e o níquel, realçam a fragilização, sozinhos ou em uma combinação sinérgica entre eles. As microestruturas ferríticas e perlíticas são menos susceptíveis à FR do que as microestruturas bainíticas e martensíticas metaestáveis, tratadas termicamente [ASM Handbook, 2002].

O conhecimento da composição química nos contornos de grãos pode conduzir a um melhor entendimento dos processos metalúrgicos que governam a difusão de solutos e das impurezas de átomos para dentro ou para fora dos contornos de grãos [Broughton, 1983]. As interações entre as impurezas e os elementos de ligas, responsáveis pelas segregações, foram tratadas através de um modelo termodinâmico desenvolvido por Guttman [Guttman, 1976]. Os resultados indicam que não somente as impurezas, mas a interação dessas com os elementos de liga, é o fator responsável pela segregação que conduz para a decoesão dos contornos de grãos em aços fragilizados no revenimento. Por exemplo, uma taxa quantitativa de cosegregação interativa de P e elementos de ligas comuns mostra que o Mn enfraquece a própria segregação, e que a segregação do Ni, Cr, e Mo é dirigida pelas fortes interações com o P [Guttman, 1982]. A interação mais forte entre o P e o Mo correlaciona-se com o conhecido efeito benéfico do Mo sobre a FR, conforme citado anteriormente, e a mesma suporta a formação de $(\text{Mo,Fe})_3\text{P}$ ou MoP, agrupados para a prevenção da segregação de P para os contornos de grãos da austenita original [Krauss, 1995a]. Os estudos de Guttman *et al* também mostraram uma forte repulsão entre o C e o P, o que deve afetar a segregação do P [Guttman, 1982].

Vatavuk *et al.* [Vatavuk, 2000] observaram o comportamento do aço ABNT 5160 a partir dos resultados de dureza e de tenacidade ao impacto como função da temperatura de revenimento entre 420–620°C, o qual engloba o intervalo de temperatura da FR. As amostras foram austenitizadas sobre duas condições: na primeira, a temperatura de austenitização foi de 860°C durante 40 minutos, seguido de resfriamento em óleo; e na

segunda, a temperatura de austenitização foi elevada para 1000°C durante 20 minutos, com resfriamento dentro do forno com a porta aberta até chegar à temperatura de 860°C, e em seguida, foi mantida dentro do forno durante mais 40 minutos a 860°C, seguida de resfriamento em óleo. As temperaturas de revenimento das amostras foram de 420, 460, 500, 540, 580 e 620°C, com um patamar de 40 minutos, seguido de resfriamento ao ar.

A Tabela 3.2 apresenta os resultados dos ensaios de dureza Rockwell C, na qual se nota uma tendência de menores valores de dureza para a segunda condição de temperatura de austenitização, ou seja, para a maior temperatura de austenitização. Isto pode ser explicado pela maior descarbonetação para esta condição, porém essa incidência não prejudicou os valores obtidos em testes de tenacidade ao impacto [Vatavuk, 2000].

As Figuras 3.16 e 3.17 mostram os valores de energia absorvida em ensaios de impacto em função da temperatura de revenimento, para as duas condições descritas anteriormente [Vatavuk, 2000]. Pode-se verificar que para ambas as condições, mesmo com o decréscimo de dureza (Tabela 3.2) decorrente do tratamento de revenimento, pôde-se notar uma redução da tenacidade ao impacto em determinadas faixas de temperatura de revenimento para as duas condições de austenitização, havendo uma tendência de deslocamento para o sentido do aumento da temperatura de revenimento para a maior temperatura de austenitização. Observações fractográficas das superfícies de fraturas de amostras Charpy indicaram uma maior ocorrência de fratura intergranular durante o intervalo da FR [Vatavuk, 2000].

Tabela 3.2 – Valores médios de ensaios de dureza Rockwell C efetuados em amostras de aços ABNT 5160 [Vatavuk, 2000].

Temperatura de revenimento [°C]	Dureza após austenitização a 860°C [HRC]	Dureza após austenitização a 1000 °C + 860°C [HRC]
420	48	45
460	46	44
500	44	41
540	41	37
580	35	35
620	32	32

Figura 3.16 – Resultados de energia absorvida em função da temperatura de revenimento para amostras de aços ABNT 5160 austenitizadas a 1000°C, e, após resfriamento dentro do forno até 860°C, foi austenitizada novamente a 860°C durante 40 minutos [Vatavuk, 2000].

Figura 3.17 – Resultados de energia absorvida em função da temperatura de revenimento para amostras de aço ABNT 5160 austenitizadas a 860°C [Vatavuk, 2000].

Tseng *et al* [Tseng, 1983] avaliaram as medidas de dureza de amostras de aço 4,2Mo-0,4C-0,06P em função da temperatura de revenimento dentro da região da FR, e quantificaram a porcentagem de fratura intergranular e o teor de P nos contornos de grãos da austenita original, para todas as condições. As amostras foram austenitizadas a 1170°C durante 30 minutos e, em seguida, foram temperadas imediatamente em água. Após a têmpera, foram efetuados revenimentos que variaram de 500 a 700°C por um período de 1 hora e, em seguida, foram resfriadas em água. Os resultados das medições de dureza estão representados na Figura 3.18, em função da temperatura de revenimento. Após os ensaios de dureza, as amostras foram cortadas nas dimensões 32 x 2,5 x 2,5 mm³ para serem analisadas em um Espectrômetro Eletrônico Äuger (AES). As Figuras 3.19 e 3.20 mostram a quantidade de fratura intergranular encontrada nas amostras e o teor de P encontrado nos contornos de grãos da austenita anterior das mesmas, em função da temperatura de revenimento, respectivamente.

Figura 3.18 – Variação de valores de dureza, em amostras de aço 4,2Mo-0,4C-0,06P, em função da temperatura de revenimento (dentro da FR). Os revenimentos tiveram duração de 60 minutos [Tseng, 1983].

Figura 3.19 – Quantidade de Fratura Intergranular (%FI), em amostras de aço 4,2Mo-0,4C-0,06P, em função da temperatura de revenimento (dentro da FR). Os revenimentos tiveram duração de 60 minutos [Tseng, 1983].

Figura 3.20 – Porcentagem atômica de P encontrada nos contornos de grãos da austenita anterior, de amostras de aço 4,2Mo-0,4C-0,06P, em função da temperatura de revenimento (dentro da FR). Os revenimentos tiveram duração de 60 minutos [Tseng, 1983].

Os três gráficos de Tseng *et al.* (Figuras 3.18, 3.19, e 3.20) dão indicações suficientes para comprovar a FR. Na Figura 3.18, percebe-se que os valores de dureza reduzem nas temperaturas da FR, com um aumento substancial até a temperatura de 600°C, e com outra queda em valores de dureza em temperaturas maior que 600°C (correspondentes às amostras que foram envelhecidas após o revenimento). Já na Figura 3.19, percebe-se que a porcentagem de fratura intergranular tem maior incidência nas temperaturas de revenimento perto dos limites da FR, ou seja, maior quantidade de fratura intergranular em temperaturas próximas de 300°C (limite inferior da FR) e próximas de 600°C (limite superior da FR). Deve-se lembrar que a quantidade de fratura intergranular está diretamente relacionada com a porcentagem atômica de P nos contornos de grãos da austenita original (segregação de P). Percebe-se, na Figura 3.20, que a quantidade de P encontrada nos contornos de grãos da austenita original é maior em temperaturas de

revenimento perto do limite superior da FR (600°C), seguido das temperaturas em torno de 500°C, a qual apresenta uma quantidade de 1% (atômica) de P menor que a primeira.

As causas da FR são muito difíceis de serem identificadas, pois não existe uma característica microestrutural claramente resolvida e definida na literatura que possa evidenciar a característica da fratura intergranular das amostras fragilizadas. Algumas técnicas de análise de superfícies, tal qual a Espectroscopia Eletrônica Äuger (AES), são capazes de analisar a composição de camadas atômicas adjacentes à superfície de fratura intergranular, tendo contribuído para o entendimento da FR. A análise via AES não somente mostra as altas concentrações de impurezas de átomos segregados na superfície de fratura, mas também os gradientes de elementos de liga, como o Ni, que estimulam a segregação de impurezas de elementos para os contornos de grãos da austenita original [Krauss, 1995a].

A fractografia realizada em microscópio eletrônico de varredura (MEV) é uma ferramenta para a avaliação do grau de fragilização, a qual é obtida através da determinação da fração de área com facetas intergranulares na superfície de fratura de uma amostra. A quantidade de fratura intergranular não depende somente do grau de segregação de impurezas nos contornos de grãos da austenita original, mas também é influenciada pela dureza da matriz, pelo tamanho do grão da austenita original e pela temperatura de revenimento. Em corpos-de-prova de impacto do tipo Charpy com entalhe em V, a quantidade de fratura intergranular também irá variar em função da distância da raiz do entalhe. A FR é caracterizada também pelo aumento substancial na temperatura de transição dúctil-frágil de um aço, porém o limite de resistência à tração e a dureza não são largamente afetadas. A FR pode ser mais facilmente observada em ensaios de tenacidade, porém as propriedades de tração somente serão afetadas pela fragilização mais severa [ASM Handbook, 2002].

O fenômeno da FR pode ser evitado pelo revenimento fora do intervalo crítico, embora isto nem sempre seja possível devido à temperabilidade do material e a resposta ao revenimento que se deseja dar ao aço. A fragilização de materiais espessos, que pode

ocorrer pelo resfriamento lento através da faixa da FR, pode ser evitada pelo resfriamento rápido ou têmpera, ou pelo revenimento adicional a uma temperatura acima da FR seguida pelo resfriamento rápido [Handbook, 2002]. É sabido que durante o resfriamento rápido não há tempo suficiente para as impurezas migrarem para os contornos de grãos e, dessa forma, o aço restitui sua tenacidade [Vatavuk, 2000].

3.2.3 – Eliminação da Fratura Intergranular

É sabido que existem diversos tipos de fragilizações que podem acometer os diversos aços existentes. Uma boa parte desses tipos de fragilizações podem causar a falha de componentes pela fratura ao longo dos contornos de grãos da austenita original. Como exemplos de forma de fragilização têm-se as já citadas fragilização do revenido (FR), a fragilização da martensita revenida (FMR) e a fragilização por têmpera (FT), bem como a fragilização dos aços em baixa temperatura, a fragilização de ligas do sistema Fe-Cr de grau-475, a fragilização no endurecimento secundário, entre outras [Krauss, 1995b].

Ao analisar estas formas de fragilização intergranular, nota-se que a falha ocorre somente nos casos em que o P está presente nos aços ou ligas, mesmo dentro de suas faixas de especificação. No entanto, conforme vem sendo estabelecido em muitos trabalhos, a presença de P nos aços nem sempre conduz para uma fratura através dos contornos de grãos da austenita original, e até mesmo a sua formação não é necessariamente a causa da fratura frágil intergranular do aço. Portanto, o índice de P, em um determinado aço ou liga, não é condição suficiente para a ocorrência da fratura frágil intergranular.

Desta forma, Ustinovshchikov [Ustinovshchikov, 1986] elaborou um trabalho de pesquisa baseado na fratura frágil intergranular de aços que continham P em quantidades permitidas pelas especificações. Seu trabalho foi elaborado observando duas condições necessárias: (1) não permitir a formação de segregação de P para os contornos de grãos da

austenita original; e (2) na presença de uma segregação de P para os contornos de grãos, dever-se-ia obter uma resistência desse mesmo contorno de grão (contendo P) maior do que a resistência do próprio grão.

É sabido que existe uma série de opiniões as quais afirmam que a fragilização dos aços pode ser eliminada pelo efeito competitivo entre o C e o P, para ocuparem locais dentro dos contornos de grãos. Como um exemplo de aços-carbono em que a fragilização do revenido não aparece, nota-se que o C não se combina com os elementos formadores de carbeto e, sendo assim, não desloca o P para os contornos de grãos [Erhart, 1981; Glikman, 1971]. No entanto, uma análise experimental dos dados obtidos com o uso de um espectrômetro eletrônico Auger mostrou que a segregação do P para os contornos de grãos aumenta simultaneamente com o aumento da segregação de C, isto é, existe uma correlação entre as segregações de P e de C. Isto significa que entre os átomos desses dois elementos não existe interação repulsiva nos contornos.

Pode-se afirmar também que contra o conceito de competição entre os átomos de P e de C estão outros dois fatores que devem ser citados. O primeiro fator é que as capacidades de adsorção máxima do C e do P são diferentes para determinadas temperaturas, ou seja, está entre 450–550°C para o P (quando os átomos de C já estão combinados na forma de carbeto), e entre 150–400°C para o C (quando os átomos de P ainda nem tiveram alguma difusão). O segundo fator se refere às posições em que os átomos de P e de C ocupam na rede cristalina dos contornos de grãos e à difusão que existe por diferentes mecanismos (C por mecanismo internodal e P através de vacâncias) [Ustinovshchikov, 1986].

Desta maneira, o atraso relacionado à ocorrência das segregações de P para os contornos de grãos da austenita anterior, em aços contendo índices normais de P (de acordo com as especificações comerciais), é possível somente com determinada composição química e estrutural. Se já houver a formação das segregações de P nos contornos de grãos da austenita anterior, então existe a possibilidade do decréscimo da probabilidade de se evitar a fratura frágil intergranular. Desta forma, torna-se conveniente o

uso da Equação 3.1, que considera o critério de transição da fratura dúctil para a fratura frágil intergranular e foi derivada do pressuposto de que, na fratura intergranular, a resistência mecânica é menor nos contornos de grãos do que nos próprios grãos [Ustinovshchikov, 1983].

$$\left(\frac{E \cdot \gamma'}{n} \right)^{\frac{1}{2}} < K_v + \sigma_0 \cdot d^{\frac{1}{2}} \quad (3.1)$$

Na Equação 3.1, o parâmetro σ_0 é a tensão de resistência ao movimento das discordâncias no volume do grão, a qual é dependente da temperatura de ensaio e é causada pela resistência mostrada ao movimento das discordâncias pela própria rede cristalina (forças Pierls-Nabarro), pelas partículas de carbeto dispersadas, pelos acúmulos de discordâncias e pelos átomos dissolvidos dos elementos de liga (para aços-ligas que foram endurecidos e revenidos em alta-temperatura), onde a contribuição principal para a alteração em σ_0 vem das partículas de carbeto; o parâmetro K_v é um coeficiente em que, para um aço específico, depois de um certo tratamento térmico, é uma constante dependente dos processos de multiplicação de discordâncias móveis; γ' , que é igual a $\gamma + \gamma_p$, é a energia de superfície efetiva da fratura intergranular, consistindo de γ , a energia de superfície verdadeira, a qual decresce com o aumento nas segregações de impurezas nos contornos; e γ_p , o trabalho de deformação plástica desprendido na formação de discordâncias na ponta de uma trinca frágil propagando no contorno de grão (quanto menor for γ , menor será γ_p , e conseqüentemente, menor será γ' ; isto significa que com um aumento da segregação nos contornos de grãos, a ocorrência desta transição é mais provável); d é o diâmetro do grão (sua influência sobre as propriedades dos aços é bem conhecida); $n = d_c/d$ é a razão entre o tamanho de carbeto precipitados (d_c) dos contornos de grãos e o tamanho de grão austenítico (d), isto é, a razão do tamanho crítico de microtrinca embriônica no contorno de grão pelo tamanho de grão; d_c é o tamanho do carbeto de

contorno de grão no plano do contorno de grão (quando tal carbeto está submetido à ação de uma tensão concentrada na frente de um empacotamento de discordâncias ou de uma trinca ocorrendo dentro de um grão. Assim, ela não deve trincar conforme proposto no modelo de Smith, mas provavelmente tem o papel de uma microtrinca preparada para abertura, especialmente quando as impurezas estão absorvidas nos contornos de dois grãos vizinhos, reduzindo a coesão entre eles e os grãos; como resultado, a trinca se propaga ao longo dos contornos de grãos) [Ustinovshchikov, 1983].

A temperatura de revenimento possui uma influência decisiva sobre a formação da estrutura nos aços (e conseqüentemente sobre σ_0) e sobre o nível de segregações de impurezas nos contornos de grãos (e desta forma, sobre γ). Na menor temperatura de revenimento (faixa de temperatura em que a formação de carbetos especiais é possível), quanto mais dispersas forem as partículas de carbetos precipitadas dentro de grãos (maior σ_0) e quanto maior for a quantidade de segregações para os contornos de grãos (Figura 3.21), menor será a γ [Ustinovshchikov, 1986].

Com o uso do critério proposto, é possível explicar praticamente todas as formas de fratura frágil intergranular. A clássica FR reversível, como é conhecida, ocorre após o revenimento a 650°C, como um resultado de que a estrutura requerida dos aços seja formada, um revenimento adicional é dado a 500-550°C, causando a formação de segregações de impurezas para os contornos de grãos. A temperatura de cada estágio do tratamento térmico influencia o valor de certo fator na desigualdade para a determinação do critério de transição. Por exemplo, a temperatura de endurecimento determinou o tamanho de grão austenítico d e, após o revenimento a 650°C, um determinado nível de tensões de resistência ao movimento de discordâncias no volume do grão (σ_0) é formado, carbeto intergranulares com um tamanho de d_c são precipitados, e um determinado valor do coeficiente K_v é alcançado. Com um revenimento adicional na faixa de 500-550°C, todos os fatores anteriores não se alteram e existe um aumento somente no nível das segregações de impurezas aos contornos de grãos, os quais causam uma redução na energia superficial

verdadeira γ e, como um resultado disto, a energia efetiva da superfície é γ' [Ustinovshchikov, 1986].

Figura 3.21 – Relação de equilíbrio da concentração de fósforo (taxa de picos Åuger de P para taxas de picos Åuger de Fe) nos contornos de grãos austeníticos do aço Ni-Cr (0,3%C, 1,7%Cr, 3,5%Ni, 0,07%P) com as temperaturas em dois estágios: austenitização e revenimento (1300°C durante 1 hora + 1050°C durante 2 horas; e, 900°C durante 4 horas + 840°C durante 6 horas). Após o estágio duplo de austenitização, as amostras foram temperadas em água e revenidas a 350°C. Círculos abertos se referem à austenitização e círculos fechados ao revenimento [Ustinovshchikov, 1986].

Portanto, quando se tem um revenimento em alta temperatura, como consequência são obtidas condição de ductilidade, certa resistência do aço e uma quantidade de impurezas segregadas para os contornos de grãos. Um revenimento adicional em uma temperatura baixa não influencia a resistência obtida, porém aumenta o nível de segregação em contornos de grãos, e γ' é o único fator não alterado que exerce uma ação direta sobre a fratura [Ustinovshchikov, 1986].

A FR aparece não somente após a permanência de um aço dúctil em uma faixa de temperatura de fragilização, mas também após o resfriamento lento de revenimentos a altas temperaturas, causando a condição dúctil. Por exemplo, a dureza de aços submetidos a revenimentos fragilizantes e não-fragilizantes foi a mesma (na mesma temperatura de 650°C), não importando o tipo de resfriamento (forno ou água). No entanto, o enriquecimento nos contornos de grãos com P é diferente nesses dois casos. O revenimento a 650°C, com têmpera em água, fixa a segregação do P nesta temperatura. No resfriamento lento na faixa de temperatura de máxima capacidade de adsorção (450-550°C), a quantidade de segregações de P para os contornos aumenta até o equilíbrio para esta faixa de temperatura. Ao mesmo tempo, a energia efetiva para a formação de trincas intergranulares diminui, como resultado de que, com valores alterados de fatores remanescentes incluídos na desigualdade da determinação do critério de transição, o cumprimento disto fica possível [Ustinovshchikov, 1986].

É bem conhecido que em aços carbono comuns a FR não aparece. Na realidade, em aços-ligas, a faixa da temperatura de revenimento onde tal fragilização ocorre é muito alta para aços carbono comuns, e conduz ao coalescimento das partículas de cementita e, como resultado, ocorre uma significativa redução da resistência mecânica. Usando o critério de transição para este caso, é possível concluir com valores muito baixos de σ_0 a condição de fragilização para os aços carbono comum, nesta temperatura de revenimento não será alcançada, mesmo que γ' caia substancialmente como resultado de significantes segregações de P para os contornos de grãos [Ustinovshchikov, 1986].

Na prática, o tratamento térmico é feito nas condições em que a resistência de aços e o nível de segregações de impurezas para os contornos de grãos são formados simultaneamente. Isto é, por exemplo, no tratamento térmico no qual o endurecimento secundário em aços-ligas ocorre. A fragilização intergranular no caso de endurecimento secundário não pode ser explicada somente pela influência das segregações de impurezas para os contornos de grãos, desde que exista uma influência substancial no processo de transição de falha transgranular para intergranular, desempenhado pelos carbeto, os quais

levam a um aumento significativo de σ_0 e, desta forma, promovem a falha intergranular [Ustinovshchikov, 1986].

A fragilização da martensita revenida (FMR) de aços também pode ser bem interpretada utilizando o critério de transição, pois no caso do aparecimento da fragilização do revenido irreversível (FMR), as segregações de P observadas nos contornos de grãos austeníticos originais, com o uso da espectroscopia eletrônica Auger, foram formadas na fase austenítica. Durante o revenimento a temperaturas de até 350°C, sua quantidade e também o tamanho de grão austenítico não se alteraram; então γ' e d , na desigualdade da Equação 3.1, podem ser assumidos como sendo constantes. A única alteração somente na estrutura, durante tal revenimento, é a formação de cementita. Desde que, no caso da FMR, o nível geral de dureza seja muito maior do que na FR, então, para o cumprimento do critério de transição, é requerido um mais baixo valor de segregações de P nos contornos de grãos. O nível de segregação formado na fase austenítica (Figura 3.21) é suficiente para o cumprimento do critério de transição no caso da FMR, porém não é suficiente para o caso da FR [Ustinovshchikov, 1986].

Desta forma, não existe um método universal para a completa eliminação da FR em aços-ligas contendo P. No entanto, em cada caso específico, é possível encontrar possibilidades reais para a inibição da FR de aços.

3.3 – Fatores que Influenciam a Fragilidade dos Aços

3.3.1 – Teor de Carbono

É sabido que, em geral, o aumento do teor de C em um determinado aço acarretará um aumento de sua resistência à tração e uma conseqüente redução de sua ductilidade. Um aumento no teor de C, sem que haja alteração nos outros elementos da liga, resulta em um aumento na temperatura de transição dúctil-frágil, acompanhado de uma queda nos valores

de energia absorvida no ensaio de impacto. Para cada aumento de 0,01% de C em um determinado aço, a temperatura de transição aumenta na ordem de 1 a 2°C. O efeito do C sobre a energia absorvida no impacto para vários ensaios está representado na Figura 3.22 [Rinebolt, 1951]. Para que se obtenham aços manufaturados com níveis de resistências especificados, faz-se a adição de Mn ao aço, reduzindo, dessa forma, sua fragilidade. Para a mesma tensão de tração, um aumento na taxa Mn/C (em % em peso de ambos os elementos) possui um efeito benéfico à tenacidade ao impacto do aço.

Lorig [Lorig, 1953] investigou o efeito do teor de C sobre a temperatura de transição dúctil-frágil, considerada como sendo aquela com 50% de fratura alveolar. A Figura 3.23 apresenta os resultados de seus experimentos realizados sobre dois aços perlíticos laminados a quente, sendo um com 0,45% de Mn e o outro com 0,75% de Mn. Para cada aumento de 0,1% no teor de C, foi acarretado um aumento de 17°C na temperatura de transição.

Figura 3.22 – Energia absorvida em testes de impacto de aços com diferentes teores de C para variadas temperaturas de ensaio [Rinebolt, 1951].

Figura 3.23 – Efeito do teor de carbono sobre a temperatura de transição (50% de fratura alveolar) em dois aços perlíticos laminados a quente, com diferentes teores de manganês [Lorig, 1953].

Rinebolt e Harris [Rinebolt, 1951] avaliaram o efeito do C sobre a média da temperatura de transição da energia absorvida em corpos-de-prova Charpy com entalhe em V. A Figura 3.24 apresenta os resultados obtidos em seus ensaios, os quais foram realizados em aços inteiramente desoxidados com teores (% em peso) de Si e Mn na ordem de 0,30% e 1,00%, respectivamente. O material foi desoxidado com silício e alumínio. O alumínio foi adicionado antes do vazamento. A temperatura de transição média foi aumentada de 28°C para cada aumento de 0,1% (em peso) no teor de C.

Ao contrário dos resultados de Rinebolt e Harris, Görrissen encontrou que o teor de C acima de 0,25% (em peso) não possui efeito sobre a tenacidade ao impacto [Görrissen, 1949]. A influência exercida pelo C depende dos teores dos elementos de ligas, especialmente da quantidade de Mn. Muitos pesquisadores concordam que a taxa mínima de Mn/C para um aço carbono comum deve ser de 3/1.

Figura 3.24 – Efeito que o teor de carbono exerce na temperatura de transição dúctil-frágil em ensaios de impacto com corpos-de-prova de aço do tipo Charpy com entalhe V. Este aço contém teores (em peso) de 1,00% de Mn e 0,30% de Si [Rinebolt, 1951].

3.3.2 – Tamanho de Grão

A análise de muitos trabalhos relacionados à variação na tenacidade em função da temperatura de austenitização em aços sujeitos ao revenido motivou o estudo do efeito da elevação da temperatura de têmpera na fragilidade do revenido em aços SAE 5160. Já é de conhecimento geral que o tamanho de grão austenítico influencia a tenacidade ao impacto dos aços, e que quanto menor for o tamanho de grão, maior será essa tenacidade [Vatavuk, 2000]. Porém, também é sabido que o aumento do tamanho de grão austenítico implica em um aumento na fragilização do revenido. No entanto, essa não é uma informação suficiente para justificar a extensão deste efeito [Sczczepanski, 1963].

A Figura 3.25 mostra o efeito do tamanho de grão da austenita original, em função da temperatura de austenitização, em amostras de aços SAE 5160 com diferentes teores de P. Consistente com o fato de que as amostras de aços SAE 5160 são estabilizadas ao Al, o

tamanho de grão da austenita original pouco se altera para temperaturas de austenitização maiores que 1000°C. No entanto, em temperaturas em que as partículas de AlN se dissolvem, notou-se a ocorrência de crescimento significativo dos grãos da austenita original. Esse crescimento de grão é relativamente menor nas amostras que contêm alto teor de P, sendo que esse aumento pode ser atribuído ao maior teor de Al (0,037% em peso) da amostra com alto teor de P, a qual contém 0,010% de Al (em peso) a mais que na amostra com baixo teor de P. É sabido também que o P retarda a esferoidização e a dissolução da cementita durante o revenimento e em austenitização em baixas temperaturas [Reguly, 2004].

(a)

Elementos Químicos / Ligas	Alto P	Baixo P
C	0,63	0,61
Mn	0,83	0,85
P	0,034	0,001
Si	0,26	0,25
Cr	0,79	0,80
Ni	0,12	0,13
Sn	0,001	0,001
Al	0,037	0,027
S	0,001	0,001
Mo	0,04	0,04
Cu	0,01	0,01
O (ppm)	25	27
N (ppm)	66	62

(b)

Figura 3.25 – (a) Tamanho de grão da austenita anterior em função da temperatura de austenitização de amostras de aço SAE 5160 com diferentes teores de P; (b) Composição química das amostras de aço SAE 5160 utilizadas na avaliação do tamanho de grão em função da temperatura de austenitização. Os teores estão expressos em % em peso para cada elemento químico, exceto os elementos O e N [Reguly, 2004].

3.3.3 – Elementos de Liga

Na constituição dos aços-comuns, além do C, há também a presença de algumas impurezas de elementos, tais como: Si, P, S e Mn, e, às vezes, traços de outros elementos metálicos e metalóides. Essas impurezas podem combinar-se entre si (MnS , SiO_2 , MnO , Al_2O_3), com o ferro (FeSi_2 , Fe_3P , FeS), ou com o carbono (Mn_3C). De uma maneira geral, esses compostos químicos se apresentam sob três diferentes formas [Colpaert, 1974]:

- a) Inclusões (MnS , FeS , SiO_2 , FeO , Al_2O_3);
- b) Soluções sólidas no ferro (FeSi , Fe_3P) ou na cementita (Mn_3C);
- c) Constituintes do eutético (Fe_3P).

O Mn é adicionado intencionalmente na prática siderúrgica (geralmente sob a forma de ferro-manganês) como desoxidante no meio líquido, favorecendo as fundições “sãs”. O Mn combina-se em primeiro lugar com o S para formar o MnS , e o excedente liga-se ao C para formar o Mn_3C , composto análogo à cementita (Fe_3C), à qual se associa e, em parte, se difunde na ferrita.

Aumentando o teor de Mn, há uma redução na susceptibilidade à fragilização por causa de vários fatores, tais como:

- a) Refinamento do tamanho de grão, fazendo com que o aço com granulação fina seja menos frágil do que o aço com granulação grossa.
- b) Alteração na composição dos carbonetos, uma vez que o Mn é um elemento formador de carboneto, o que alterará seu comportamento. O Mn favorece a esferoidização dos carbonetos porque o alto teor de Mn faz com que haja a formação de glóbulos em vez de bandas.
- c) Adicionando Mn em ligas de ferro com baixos teores de C, haverá um decréscimo da quantidade de filmes de cementita ao redor dos grãos perlíticos.

A espessura dos filmes de carbeto torna-se menor e a estrutura perlítica torna-se refinada.

- d) O Mn presente na ferrita possui maior afinidade ao C e N do que o ferro e, desta forma, o Mn aumenta a solubilidade do C na ferrita.
- e) O Mn aumenta a resposta do aço ao tratamento térmico e diminui as tendências ao envelhecimento do aço [Szczepanski, 1963].

O silício (Si) está contido em todos os aços carbono, em proporções que variam entre 0,05 a 0,3% em peso. Esta pequena quantidade de Si forma com o ferro uma solução sólida, de modo que não é possível detectá-la com o auxílio de um microscópio. Nessas proporções, não exerce a influência acentuada nas propriedades mecânicas dos aços, sendo um elemento de adição para atenuar a formação de bolhas nos lingotes [Colpaert, 1974].

O efeito do Si sobre o comportamento frágil do aço depende de outros elementos desoxidantes, tais como o Al e o Mn. O Si é utilizado como elemento de liga e agente desoxidante; tem um efeito de refinamento de grão e, desta forma, reduz a temperatura de transição dúctil-frágil. No entanto, é sabido que o seu efeito sobre a temperatura de transição depende do seu teor e da quantidade de Mn do aço [Szczepanski, 1963].

A tolerância máxima para o teor de S em um aço é de 0,05% em peso. A presença dessa impureza é facilmente notada ao microscópio, pois forma inclusões de sulfeto (MnS ou FeS) que são visíveis mesmo antes de qualquer ataque metalográfico. A Figura 3.26 mostra alguns exemplos de sulfeto de manganês.

Como o enxofre possui maior afinidade pelo Mn do que pelo Fe, na solução sólida dos dois sulfetos haverá a predominância do Mn, sempre que a porcentagem deste seja suficientemente alta. O contrário se dará caso o teor de Mn seja muito baixo ou insuficiente [Colpaert, 1974].

O fósforo (P) é outro exemplo de elemento que pode ser encontrado em aços e sua presença é considerada nociva, pois causa a fragilização, aumentando, dessa forma, a temperatura de transição dúctil-frágil dos aços. O P se localiza na ferrita, formando com esta uma solução sólida geralmente imperceptível ao microscópio, principalmente quando o seu teor se encontra em um valor abaixo de 0,1% em peso.

Além da influência sobre a fragilidade, o P aumenta um pouco a dureza e a resistência do aço, porém diminui sua ductilidade. O P também melhora a resistência à corrosão e facilita, como o S, a usinabilidade [Colpaert, 1974].

Figura 3.26 – (a) Inclusões lenticulares de MnS; (b) Inclusões alongadas de MnS. Ambas as amostras não tiveram ataque químico [Colpaert, 1974].

Conforme citado anteriormente, o níquel (Ni) e o molibdênio (Mo) reduzem a susceptibilidade do aço de se fragilizar [Szczepanski, 1963].

O alumínio (Al) é um agente desoxidante mais eficiente que o Mn e o Si. Por este motivo, o Al é utilizado para minimizar ou extinguir os gases na solidificação. O Al também favorece a obtenção de texturas de granulação mais fina [Colpaert, 1974]. Os aços acalmados ao Al possuem granulação fina e, desta forma, a adição de Al reduz a

susceptibilidade do aço fragilizar. O Al também tende a reagir com o N, alterando a ação fragilizante do O e afetando as estruturas das inclusões de sulfetos [Szczepanski, 1963].

3.4 – Propriedades Mecânicas

3.4.1 – Tipos de Fraturas – Aspectos Macroscópicos e Microscópicos

A definição de fratura se baseia na simples separação de um corpo em duas ou mais partes como resposta a um carregamento imposto ao material, seja ele de natureza estática (tração, compressão, cisalhamento ou torção) ou dinâmica (fadiga) [Askland, 1989].

Para materiais de engenharia, são identificados dois tipos básicos de fratura: dúctil e frágil. Essa classificação está baseada na habilidade de um material de experimentar uma deformação plástica. Os materiais dúcteis exibem uma substancial deformação plástica com grande absorção de energia antes da ocorrência da fratura. Por outro lado, existe pouca ou nenhuma deformação plástica acompanhando uma fratura frágil, pois esta acontece com baixa absorção de energia. A fratura dúctil é quase sempre preferível à fratura frágil por dois motivos. Em primeiro lugar, a fratura frágil ocorre de maneira catastrófica, sem qualquer aviso; isto é uma consequência da espontânea e rápida propagação de trinca. Por outro lado, no caso de uma fratura dúctil, a presença de deformação plástica permite observar os indícios de uma fratura iminente, fazendo com que haja tempo de se tomar medidas preventivas para barrar a propagação dessa trinca. Em segundo lugar, se comparado ao material frágil, é necessária uma maior absorção de energia para que haja a fratura de um material dúctil. Isto se dá pelo fato de o material dúctil ser muito mais tenaz do que o material frágil e as trincas se comportarem de maneira estável (devido à extensa deformação plástica em torno da trinca), ao passo que a fratura frágil é caracterizada por

possuir trincas instáveis (devido ao fato de as trincas poderem se espalhar de maneira rápida e se propagar de maneira repentina e catastrófica) [Callister, 2002].

Em relação às superfícies de fraturas, podem-se obter informações mais detalhadas através de análises fractográficas via microscópio eletrônico de varredura (MEV). Este microscópio é o equipamento mais utilizado para avaliação de análises fractográficas, devido ao fato de possuir resolução e profundidade de campo muito melhor do que a de um microscópio óptico [Krauss, 1995a].

3.4.1.1 – Fratura Dútil

As superfícies de fratura dútil possuem suas próprias características distintas, tanto em nível microscópico quanto em nível macroscópico. A Figura 3.27 mostra representações esquemáticas de dois tipos de fratura dútil e um exemplo de fratura frágil, a qual será detalhada na subseção seguinte. A Figura 3.27(a) apresenta um exemplo de fratura 100% dútil, encontrada em metais sólidos moles à temperatura ambiente (chumbo, ouro, e outros), em polímeros e em vidros inorgânicos em temperaturas elevadas. Nesse tipo de material, há um empescoçamento em sua área útil (em caso de ensaio de tração) até ocorrer uma fratura pontual, apresentando uma redução de área de praticamente 100%. Já na Figura 3.27(b) está representado o tipo mais comum de fratura em ensaios de tração, na qual a fratura é precedida por somente uma pequena quantidade de empescoçamento. Por fim, na Figura 3.27(c) há uma representação esquemática de uma fratura frágil sem que ocorra deformação plástica.

Em ensaios de tração, o processo de fratura ocorre em vários estágios, conforme mostra a Figura 3.28. Após o início do empescoçamento (Figura 3.28(a)), pequenas cavidades (microvazios) se formam no interior da seção reta do corpo-de-prova (Figura 3.28(b)), e à medida que a deformação prossegue aumentando, esses microvazios também aumentam de tamanho, fazendo com que haja a união e coalescência entre eles mesmos,

formando assim uma trinca elíptica que possui o seu eixo mais comprido na direção perpendicular à direção de tensão. Essa trinca continua a crescer em uma direção paralela a seu eixo principal através do processo de coalescência de microvazios (Figura 3.28(c)). Após o crescimento contínuo da trinca, a fratura se sucede pela rápida propagação de uma trinca em torno do perímetro externo do pescoço da área útil do corpo-de-prova (Figura 3.28(d)), através de uma deformação cisalhante que ocorre em um ângulo de aproximadamente 45° ($\tau_{\text{máx}}$) com o eixo de tração aplicado ao corpo-de-prova. Esse tipo de fratura, que contém um contorno superficial característico, é conhecida como fratura do tipo taça e cone, devido ao fato de suas superfícies casadas possuírem as formas de uma taça e de um cone, respectivamente. Nesse tipo de amostra fraturada (Figura 3.29(a)), a região central interior da superfície possui uma aparência irregular e fibrosa, o que é um indicativo de deformação plástica [Callister, 2002].

Figura 3.27 – Fraturas obtidas em ensaios de tração uniaxial. (a) Fratura 100% dúctil; (b) Fratura moderadamente dúctil; (c) Fratura frágil [Callister, 2002].

Ao se observar uma região de fratura dúctil em um microscópio eletrônico de varredura, poder-se-á analisar sua superfície fibrosa de fratura e constatar que a mesma contém diversas microcavidades esféricas (Figura 3.30(a)), ou seja, apresenta característica de uma fratura que resulta de uma falha por tração uniaxial, sendo que cada microcavidade

significa a metade de um microvazio que se formou e depois se separou durante o processo de fratura. As microcavidades também formam-se sobre a borda de cisalhamento a 45° da fratura do tipo taça e cone. No entanto, essas microcavidades serão alongadas ou em forma de “C” (Figura 3.30(b)). Essa forma parabólica de microcavidade pode ter ocorrido devido a uma falha por cisalhamento. As fractografias de amostras como as da Figura 3.30 podem apontar características importantes do processo de fratura, tais quais: a modalidade de fratura, o estado de tensão e o ponto de início da trinca [Callister, 2002].

Figura 3.28 – Estágios da fratura taça e cone. (a) Empescoçamento inicial; (b) Formação de microvazios; (c) Coalescência de microvazios para a formação de uma trinca; (d) Propagação da trinca; (e) Fratura final do corpo-de-prova no plano de máxima tensão de cisalhamento (45° em relação à direção de tração) [Callister, 2002].

Figura 3.29 – (a) Fratura dúctil do tipo taça e cone em uma amostra de alumínio. (b) Fratura frágil de um aço carbono comum [Callister, 2002].

3.4.1.2 – Fratura Frágil

A fratura frágil ocorre sem que haja qualquer deformação apreciável e a propagação de trinca ocorre de maneira repentina e catastrófica. A direção do movimento da trinca está muito próxima de ser perpendicular à direção da tensão trativa aplicada, e produz uma superfície de fratura relativamente plana e lisa (Figura 3.27(c)).

Figura 3.30 – Fractografia eletrônica de varredura apresentando : (a) microcavidades esféricas características de uma fratura dúctil, a qual resulta de cargas de tração uniaxiais; e (b) microcavidades parabólicas, característica de uma fratura dúctil causada por tensão cisalhante [Callister, 2002].

Para a maioria dos materiais cristalinos frágeis, a propagação de uma trinca corresponde à quebra sucessiva e repetida de ligações atômicas ao longo de planos cristalográficos específicos, denominando este tipo de processo como clivagem. Esse tipo de fratura é denominado de fratura transgranular (ou transcristalina), uma vez que as trincas de fratura passam através dos grãos. Macroscopicamente, a superfície de fratura pode ter uma aparência de textura granulada ou facetada (Figura 3.29(b)), como resultado de mudanças na orientação dos planos de clivagem de um grão para outro grão. Este tipo de característica pode ser mais bem observada na micrografia eletrônica de varredura mostrada na Figura 3.31(a).

Em certas circunstâncias, a propagação de trinca nos metais se dá ao longo dos contornos de grãos. A este tipo de fratura denomina-se de fratura intergranular. A Figura 3.31(b) mostra uma fractografia eletrônica de varredura de uma fratura intergranular típica, na qual se pode observar a natureza tridimensional dos grãos. Esse tipo de fratura é característica de microestrutura fragilizada nas regiões dos contornos de grãos [Callister, 2002].

Figura 3.31 – (a) Fractografia eletrônica de varredura de um ferro fundido dúctil, que mostra uma superfície de fratura transgranular. (b) Fractografia eletrônica de varredura mostrando uma superfície de fratura intergranular. 50X [Callister, 2002].

3.4.1.3 – Fratura por Fadiga

O processo de falha por fadiga é caracterizado por três etapas distintas: (1) iniciação da trinca, na qual uma pequena trinca se forma em algum ponto de alta concentração de tensões; (2) propagação da trinca, durante a qual essa trinca avança em incrementos a cada ciclo de tensões; e (3) fratura final, que ocorre muito rapidamente, uma vez que a trinca que está avançando tenha atingido o seu tamanho crítico. Esse processo será melhor discutido na Seção 3.4.4, que trata do processo de fadiga de maneira mais detalhada.

A partir da Figura 3.32 pode ser observado que todas as trincas iniciavam na superfície jateada por granalhas e que a nucleação e propagação da trinca foi por fadiga. Ainda, pode ser observado que três sítios foram formados, sendo que a trinca principal propagou por fadiga até a ruptura brusca do componente. Observa-se a presença das marcas de praia em cada um dos sítios de iniciação da trinca. Essas marcas são encontradas em componentes que experimentam interrupções durante o processo do estágio II – por exemplo, uma máquina que operou somente durante as horas normais dos turnos de trabalho. Cada banda de marca de praia representa um período de tempo ao longo do qual ocorreu o crescimento da trinca [Callister, 2002].

A Figura 3.33 mostra uma análise fractográfica da superfície de fratura de uma mola de aço SAE 5160.

Figura 3.32 – Aspecto geral de um lâmina de mola (SAE 5160). (a) Vista geral de uma lâmina fraturada; (b) superfície da fratura por fadiga, sendo que os sítios de início da fratura por fadiga (A, B e C) estão indicados por setas; e (c) superfície de fratura indicando um único sítio de início de fratura por fadiga (presença atenuante de marcas de praia).

Figura 3.33 – Detalhe da superfície de fratura de um aço mola SAE 5160 mostrando a região de propagação por fadiga da trinca principal. As setas indicam as marcas de praias devido à mudança de carregamento.

3.4.2 – Tenacidade ao Impacto

Antes do advento da mecânica da fratura como uma disciplina científica, foram estabelecidas técnicas de ensaio por impacto, de maneira a se determinar as características de fratura dos materiais. Assim, chegou-se a conclusão de que os ensaios de tração não eram úteis o suficiente para prever o comportamento à fratura de materiais. Como um exemplo, sob algumas circunstâncias, alguns metais normalmente dúcteis fraturam abruptamente e com muito pouca ou quase nenhuma deformação plástica [Askland, 1989]. Desta forma, as condições dos ensaios de impacto eram escolhidas para representar aquelas condições mais severas em relação ao potencial de ocorrência de uma fratura, quais sejam: (1) deformação a uma temperatura relativamente baixa, (2) uma elevada taxa de deformação, e (3) um estado de tensão triaxial (reproduzido pela presença de um entalhe) [Callister, 2002].

O ensaio consiste basicamente em se registrar, em um osciloscópio, os sinais da força de impacto do martelo no corpo-de-prova, e plotá-los na forma de gráficos de carga (**F**) *versus* tempo (**t**), e carga (**F**) *versus* deslocamento (**D**). No sistema instrumentado e

informatizado Charpy, com entalhe em V, utilizado no presente estudo, o deslocamento na linha de carga do corpo-de-prova flexão a 3 pontos é monitorado. Estes tipos de curvas podem fornecer informações sobre a carga de escoamento, F_e , e máxima, $F_{máx}$. Esta última, de especial importância no cálculo da tenacidade à fratura em modo dinâmico. Eventualmente, pode ser obtida a carga de início da instabilidade frágil da trinca e a carga de término da instabilidade da trinca, também denominada de freamento da trinca frágil. Em relação a última, também pode-se obter seus devidos tempos e deslocamentos de escoamento, respectivamente t_e e D_e , máximos, t_m e D_m , e total, t_t e D_t . A partir do registro da carga *versus* deslocamento, é possível determinar-se as porções elástica e elasto-plástica da respectiva curva e as energias relativas aos processos de iniciação (E_i) e de propagação (E_p) da trinca assumidas numa análise simples, como, respectivamente, a energia até a carga máxima e após a carga máxima, que são indistinguíveis no ensaio convencional. A energia total absorvida no impacto também pode ser obtida pela integração numérica completa da curva. Isto é mostrado na Figura 3.34 [Toti, 2004].

Figura 3.34 – História típica de carga durante ensaio de impacto Charpy instrumentado.

A configuração do corpo-de-prova Charpy, assim como uma representação esquemática do equipamento para ensaios de impacto, está representada na Figura 3.35.

Pelo que se viu até o presente momento, pode-se notar que tanto a tenacidade à fratura em deformação plana quanto os ensaios de energia absorvida por impacto permitem avaliar as propriedades de fratura dos materiais. A primeira é de natureza quantitativa, pelo simples fato de ser uma propriedade específica do material, K_{Ic} . Em contrapartida, os resultados obtidos em ensaios de impacto são de natureza qualitativa e são de uso restrito quando os objetivos do estudo são de projeto. Os valores absolutos de energias absorvidas por impacto são apenas de efeitos comparativos, pois possuem pouco significado físico. Foram realizadas tentativas para encontrar uma correlação entre a energia absorvida no impacto de corpos-de-prova Charpy (com entalhe em V) e a tenacidade à fratura em deformação plana, tendo como resultado apenas um pequeno sucesso limitado. Os ensaios de tenacidade à fratura em deformação plana não são tão fáceis de ser executados como os ensaios de impacto, e, além disso, os equipamentos e corpos-de-prova do primeiro são bem mais caros e elaborados [Callister, 2002].

Figura 3.35 – (a) Corpo-de-prova Charpy. (b) Esquema de posicionamento de um corpo-de-prova Charpy em uma máquina de ensaios de impacto. (c) Representação esquemática de uma máquina de ensaios por impacto [Callister, 2002].

3.4.2.1 – Temperatura de Transição Dútil-Frágil

As denominações frágil e dútil são utilizadas para distinguir falhas ou caracterizar materiais com baixa e alta tenacidade, respectivamente. A fratura por clivagem é a forma de fratura frágil que mais ocorre em aços [Broek, 1984]. Diz-se que um material é dútil (tenaz) quando o mesmo absorve uma quantidade apreciável de energia antes de se fraturar, e, dessa forma, sua curva de tensão-deformação apresenta uma região com escoamento plástico generalizado. Em contrapartida, um material que venha a apresentar pequena energia de absorção antes da fratura (material frágil ou pouco tenaz), possui um comportamento em tensão-deformação com pouco ou quase nenhum escoamento plástico [Figueiredo, 2004].

A probabilidade de se encontrar fratura frágil, ou por clivagem, aumenta para menores temperaturas e maiores taxas de deformação, ocorrendo uma transição, denominada de transição dútil-frágil para os aços. Abaixo dessa temperatura, a fratura necessita de pouca energia para acontecer e o aço se comporta de maneira frágil [Broek, 1984]. A Figura 3.36 apresenta essas duas situações, bem como também indica a temperatura de transição para um determinado material.

Figura 3.36 – Comportamento genérico de um material metálico em energia absorvida por impacto *versus* temperatura de ensaio.

A Figura 3.37 apresenta um comparativo entre os comportamentos da energia absorvida por impacto e da porcentagem de fratura fibrosa, para um aço A283, em função da temperatura de ensaio de impacto Charpy (com entelha em V). Nota-se que, em maiores temperaturas de ensaio, obtém-se maiores intensidades de energia absorvida por impacto, e, conseqüentemente, maior porcentagem de fratura fibrosa, ou seja, caracterizando o material como sendo de natureza dúctil. Em contrapartida, nas menores temperaturas de ensaio de impacto, nota-se que as intensidades da energia absorvida por impacto são bastante pífias, ao passo que a porcentagem de fratura fibrosa também se torna pouco significativa; dessa forma, o material é caracterizado como sendo de natureza frágil.

Figura 3.37 – Tenacidade ao impacto (Curva A) e porcentagem de fratura fibrosa (Curva B) em função da temperatura de ensaio de impacto Charpy para o aço A283 [Callister, 2002].

Alternativamente, a superfície de fratura pode ser um indicativo da natureza da fratura do material, podendo, dessa forma, ser utilizada para a determinação da temperatura de transição dúctil-frágil dos materiais. A superfície possui aparência fibrosa (cisalhante) para materiais dúcteis e uma textura granulosa brilhante (clivagem) para materiais frágeis. É

óbvio que, no intervalo de temperatura da transição dúctil-frágil, haverá a coexistência desses dois tipos de fratura, conforme mostra a Figura 3.38.

Através da Figura 3.37, nota-se que há uma certa dificuldade em se determinar o valor absoluto da temperatura de transição. Não há um critério ainda estabelecido; porém, geralmente utiliza-se a assumpção de determinados valores para definir a natureza de uma fratura, ou seja: acima de 20 J para a energia absorvida no impacto ou acima de 50% de fratura fibrosa do material. No entanto, a maneira mais conservadora de se determinar a temperatura de transição dúctil-frágil de um material seria no ponto em que a superfície de fratura do material atingisse 100% de fratura fibrosa. Para o caso do aço A283 (Figura 3.37), a temperatura de transição dúctil-frágil é de 110°C.

Figura 3.38 – Fotografias das superfícies de fratura de um aço A36 ensaiado por impacto (corpos-de-prova Charpy com entalhe em V) nas temperaturas indicadas, em °C [Callister, 2002].

3.4.3 – Mecânica da Fratura

A teoria da Mecânica da Fratura foi originalmente desenvolvida e proposta por volta de 1920 por Griffith [Cetlin, 1979], que observou que uma trinca em um material, quando submetida à uma determinada tensão, apresentava um comportamento particular, ou característico ao tipo de material e ao tamanho da trinca. No entanto, a teoria de Griffith não

levava em consideração a deformação plástica sofrida pelo material. Alguns anos depois, Irwin introduziu à expressão de Griffith um termo relacionado à energia de deformação plástica [Anderson, 1995].

A Mecânica da Fratura parte do princípio que trincas sempre existem em qualquer corpo sólido, e que elas são suficientemente grandes se comparadas com algumas dimensões características da microestrutura deste corpo, como por exemplo, seu tamanho de grão. Estas trincas, ou defeitos semelhantes a trincas, agem como intensificadores e concentradores de tensões, em que, localmente, a tensão pode ser muito maior do que o limite de escoamento do material, levando a deformações plásticas altamente localizadas, e, conseqüentemente, a facilitação da fratura de um corpo sólido. Na Figura 3.39 são apresentadas as três variáveis abordadas simultaneamente no estudo da Mecânica da Fratura.

Figura 3.39 – Variáveis abordadas na Mecânica da Fratura [Anderson, 1995].

O período após a Segunda Guerra Mundial pode ser tomado como um marco que separou a história da Mecânica da Fratura em duas épocas distintas. Há, entretanto, uma incerteza sobre em qual período exato ocorreu esta mudança. Uma possível fase de transição gira em torno da década de 60, quando os fundamentos da Mecânica da Fratura Elástica Linear foram razoavelmente estabelecidos, e quando os pesquisadores voltaram suas atenções para a plasticidade desenvolvida na ponta da trinca. Neste sentido, a teoria

da Mecânica da Fratura Elástica Linear (MFEL) limita-se ao estudo do comportamento de fratura dos materiais essencialmente frágeis, deixando de ser válida quando uma deformação plástica significativa precede a uma falha, ou seja, para materiais com características dúcteis, já que a plasticidade contribui intrinsecamente para o aumento de tenacidade via absorção de energia. Neste caso, os conceitos mais modernos da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) são requeridos para a solução dos problemas.

3.4.3.1 – Mecânica da Fratura Elástica Linear (MFEL)

A Mecânica da Fratura Elástica Linear admite que a fratura de um corpo sólido ocorre a partir da pré-existência de uma trinca (intensificador de tensão), quando o campo de tensões elásticas na ponta da trinca atinge um determinado valor crítico. A Figura 3.40 apresenta o sistema de coordenadas e o estado triaxial de tensões em um elemento infinitesimal perto da ponta da trinca.

Figura 3.40 – Sistema de coordenadas e estado triaxial de tensões em um elemento de volume infinitesimal situado próximo à ponta da trinca [ASTM E-1823, 1996].

A descrição do campo triaxial de tensões na ponta da trinca é efetuada levando-se em consideração três tipos básicos de carregamento, com os seguintes deslocamentos descritos na Figura 3.41.

- Modo I – carregamento em tração (abertura), com deslocamentos das superfícies da trinca perpendicularmente a si mesmas.
- Modo II – carregamento em cisalhamento (escorregamento), com deslocamentos das superfícies da trinca paralelamente a si mesmas e perpendicularmente à frente de propagação.
- Modo III – carregamento de cisalhamento (rasgamento), com deslocamentos das superfícies das trincas paralelamente a si mesmas e à frente de propagação.

Figura 3.41 – Representação esquemática dos três modos básicos de carregamento que são aplicados para a abertura de uma trinca. (a) Modo I, modo de abertura ou tração; (b) Modo II, modo de deslizamento; (c) Modo III, modo de cisalhamento [Callister, 2002].

É sabido que, na teoria, o campo de tensões que atuam na ponta da trinca em Modo I tende a atingir valores extremamente altos à medida que se aproxima da ponta da trinca. No entanto, percebe-se que esse fato não ocorre na realidade, devido a um escoamento plástico do material, o qual forma uma zona deformada plasticamente na ponta da trinca. A abordagem mais simples (comportamento elástico perfeitamente plástico) admite um nível

de tensão constante e igual ao limite de escoamento por todo interior da zona plasticamente deformada (ZPD). Uma abordagem mais sofisticada (comportamento elasto-plástico) assume que tensões variam do limite de escoamento (final da ZPD) ao limite de resistência em tração monotônica (ponta da trinca), visto ao fato de o material sofrer encruamento.

A espessura do componente exerce forte influência sobre o estado de tensões na ponta da trinca, podendo variar de tensão-plana a deformação-plana. Em uma chapa fina, por exemplo, a tensão σ_z não pode crescer consideravelmente, devido à falta de restrições à deformação nesta orientação, visto a relativa insuficiência de material ao longo da espessura da peça (eixo Z). Dessa forma, de acordo com a Equação 3.2:

$$\sigma_z \cong 0 \quad (3.2)$$

Quando a espessura é suficientemente grande, σ_z pode atingir o valor correspondente à deformação plana ($\epsilon_z = 0$), de acordo com a Equação 3.3:

$$\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y) \quad (3.3)$$

A consequência direta destas duas condições é o comportamento diferente de deformação do material. Deste modo, componentes mais espessos em que predominam o estado plano de deformação, ou um estado triaxial de tensões, estão menos sujeitos ao escoamento plástico, o que resulta em menores ductilidade e tenacidade, quando comparados aos componentes mais finos, nos quais predomina o estado plano de tensões ou triaxial de deformações.

3.4.3.1.1 – Fator Intensidade de Tensão (K)

A intensidade do campo de tensões elásticas à frente de uma trinca em um sólido essencialmente frágil é definida através do parâmetro de fator de intensidade de tensões, **K**, e seu uso proporciona uma especificação conveniente da distribuição das tensões elásticas ao redor do defeito. O fator **K** (Equação 3.4) nada mais é do que a força motriz da trinca e depende diretamente do fator geométrico do componente ou corpo-de-prova avaliado (**Y**), da tensão aplicada (**σ**) e do comprimento da trinca (**a**) nos mesmos.

$$K \equiv f(Y, \sigma, a) \quad (3.4)$$

O valor crítico de **K**, para a qual a trinca se propaga instavelmente ou catastróficamente sob dominância de um estado de deformação plana, é definido como tenacidade à fratura, sendo considerado uma constante do material para uma dada taxa de carregamento e temperatura de ensaio. Irwin, a partir dos métodos analíticos para quantificar as tensões na frente de uma trinca em materiais elásticos [Anderson, 1995], definiu o fator de intensidade de tensão **K**, que, no modo I de carregamento, é dado por **K_I**, sendo o principal e mais utilizado na grande maioria dos ensaios descritos na literatura, visto ser o que gera mais conservativos de estimativa de tenacidade dos materiais (carregamento mais crítico). A Figura 3.42 mostra **K_I** como um parâmetro, o qual descreve o campo de tensões (normais e cisalhantes) elástica linear à frente de uma trinca [Anderson, 1995].

Sendo que:

- **σ_{xx}** é a tensão paralela ao plano vertical de propagação da trinca ;
- **σ_{yy}** é a tensão normal ao plano da trinca;
- **τ_{xy}** é a tensão cisalhante;

- r é a distância entre a ponta da trinca e o elemento de volume elástico avaliado;
- θ é o ângulo entre o plano da trinca e aquele em que se encontra o elemento de volume.

Figura 3.42 – Tensões próximas à ponta de uma trinca em um sólido elástico [Anderson, 1995].

Para $\theta = 0^\circ$, isto é, na análise de um elemento de volume situado exatamente sobre o plano virtual de propagação da trinca, tem-se a Equação 3.5, por definição (Irwin) [Anderson, 1995]:

$$\sigma_{xx} = \sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi * r}} \quad (3.5)$$

Os valores de K para o modo I são dados pela Equação 3.6:

$$K_I = \lim_{r \rightarrow \infty} [\sigma_e \sqrt{2\pi * r}] \quad (3.6)$$

Na qual r é igual a uma distância medida diretamente da boca da trinca para uma localização onde a tensão significativa é calculada.

Para o caso de uma chapa com dimensões infinitas, contendo uma trinca planar passante de comprimento $2a$, e carregada remotamente com uma tensão trativa uniaxial σ , perpendicular ao plano da trinca, a expressão do fator de intensidade de tensão é a Equação 3.7:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi * a} \quad (3.7)$$

Uma expressão geral (Equação 3.8) para o caso de corpos-de-prova de dimensões finitas é:

$$K_I = Y * \sigma \sqrt{\pi * a} , \quad (3.8)$$

onde Y é chamado de fator geométrico ou de forma, e pode ser representado por uma função de flexibilidade $f(a/W)$. Os valores de Y , para várias geometrias, podem ser encontrados em normas específicas na literatura.

A importância de K_I reside no fato de que este fator descreve completamente o estado de tensão e conseqüentemente de deformação à frente da trinca, e, apesar de ter sido desenvolvido para materiais elásticos lineares, o conceito é ainda válido para materiais que apresentam uma pequena e localizada zona plástica na frente da trinca, ou seja, sob condição de escoamento restrito ou em pequena escala relativamente às dimensões principais do componente ou corpo-de-prova analisado [Anderson, 1995].

A Figura 3.43 ilustra o conceito de valor crítico de tenacidade à fratura, K_{Ic} , que, uma vez alcançado durante o carregamento, leva a fratura catastrófica do corpo sólido trincado [Anderson, 1995]. A tenacidade à fratura em tensão plana, K_{Ic} , é uma propriedade fundamental dos materiais que depende de muitos fatores, tais como a temperatura, a taxa

de deformação e a microestrutura do material. Geralmente, os valores de K_{Ic} aumentam com a redução do tamanho de grão, à medida que a composição química e outras variáveis são mantidas constantes [Callister, 2002].

Figura 3.43 – Efeito da espessura da amostra no modo de tenacidade à fratura [Anderson, 1995].

Este ensaio envolve amostras normalizadas, entalhadas, que são previamente pré-trincadas por fadiga. Seu carregamento pode ser em tração ou flexão em três pontos, e obtém-se um gráfico de carga *versus* deslocamento da linha de carga. A carga correspondente a um incremento aparente de 2% da extensão da trinca é estabelecida por um desvio específico da porção linear do registro de dados [ASTM E-399, 2005]. A Figura 3.44 apresenta os três tipos de registro carga *versus* deslocamento que podem ser obtidos num ensaio de tenacidade à fratura.

Figura 3.44 – Principais tipos de registro carga *versus* deslocamento do extensômetro em ensaios de tenacidade à fratura [ASTM E-399, 2005].

O valor de K_Q é calculado através da carga P_Q , utilizando a Equação 3.9 que foi estabelecida com base nas análises de tensões elásticas de corpos-de-prova já conhecidas.

$$K_Q = \left(\frac{P_Q * S_d}{B * W^{1.5}} \right) * f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (3.9)$$

Na qual:

P_Q é a carga máxima da região linear, utilizada para calcular K_Q ;

S_d é a distância entre os apoios para o ensaio em flexão de três pontos;

B é a espessura da amostra;

W é a largura da amostra;

a é o comprimento da trinca;

$f(a/w)$ é o fator geométrico.

O fator geométrico, **f(a/w)**, pode ser calculado pela Equação 3.10:

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{3\left(\frac{a}{W}\right)^{0,5} \left[1,99 - \left(\frac{a}{W}\right) \left(1 - \frac{a}{W}\right) \left(2,15 - 3,93\left(\frac{a}{W}\right) + 2,7\left(\frac{a^2}{W^2}\right) \right) \right]}{2\left(1 + \frac{2a}{W}\right) \left(1 - \frac{a}{W}\right)^{1,5}} \quad (3.10)$$

De acordo com a norma ASTM E-399, a validade da determinação de **K_{IC}** depende da verificação da Equação 3.11:

$$a, B, (W - a) \geq 2,5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_e} \right)^2 \quad (3.11)$$

Na qual:

σ_e é o limite de escoamento da amostra;

K_{IC} é a tenacidade à fratura da amostra.

A Equação 3.11 apresenta os requisitos para que **K_Q** seja obtido com dominância de um estado de deformação plana. Nestas condições, **K_{IC}** é uma propriedade do material que não depende do tamanho ou da geometria do corpo ensaiado.

Caso pelo menos uma dessas dimensões não estejam de acordo com a Equação 3.11, o valor obtido de **K_{IC}** não pode ser validado.

3.4.4 – Fadiga

Componentes de máquinas, veículos e estruturas são freqüentemente submetidos a cargas repetitivas, também denominadas de cargas cíclicas, as quais resultam em tensões cíclicas que podem vir a causar danos físicos microscópicos nos materiais envolvidos. Mesmo que essas tensões sejam menores do que o limite de escoamento do material envolvido, esse tipo de dano, através do carregamento cíclico, consegue se acumular em uma trinca ou em qualquer outro ponto concentrador de tensão, e, desta forma, pode vir a conduzir o material à falha. A este processo de dano acumulativo e falha devido a carregamento cíclico dá-se o nome de fadiga, devido ao fato dessas tensões cíclicas causarem alterações gradativas na habilidade do material de resistí-las [Dowling, 1993].

As falhas mecânicas, em equipamentos de engenharia, devidas à fadiga já vêm sendo estudadas há mais de 160 anos. Atualmente, as falhas por fadiga continuam sendo a maior preocupação nos projetos de engenharia. Os custos econômicos da fratura e sua prevenção são amplos, sendo que aproximadamente 80% desses estão relacionados aos custos envolvidos com carregamentos cíclicos por fadiga.

3.4.4.1 – Definições e Conceitos

Algumas aplicações práticas e muitos ensaios de fadiga de materiais envolvem níveis de tensões cíclicas entre os valores máximo e mínimo, que são constantes. A este, dá-se o nome de carregamento de amplitude constante.

A variação de tensão ($\Delta\sigma$) é a diferença entre os valores máximo e mínimo de tensão. A média entre os valores máximo e mínimo de tensão é denominada de tensão média (σ_m). A tensão média de um ensaio pode ser igual a zero, conforme mostra a Figura 3.45(a). No entanto, esse tipo de comportamento nem sempre é freqüente, conforme mostra a Figura 3.45(b). Denomina-se de amplitude de tensão (σ_a) à metade do valor da variação

de tensão ($\Delta\sigma$). As Equações 3.12, 3.13 e 3.14 apresentam as respectivas expressões matemáticas de $\Delta\sigma$, σ_m e σ_a [Dowling, 1993]

$$\Delta\sigma = \sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n} \quad (3.12)$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} + \sigma_{m\acute{i}n}}{2} \quad (3.13)$$

$$\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} \quad (3.14)$$

Os sinais de $\Delta\sigma$ e σ_a são sempre positivos, desde que $\sigma_{m\acute{a}x} > \sigma_{m\acute{i}n}$, onde a tração é considerada positiva. Os valores de $\sigma_{m\acute{a}x}$, $\sigma_{m\acute{i}n}$ e σ_m podem ser positivos ou negativos.

Denomina-se de razão de carga (**R**) à divisão da tensão mínima pela tensão máxima, conforme mostra a Equação 3.15. Dá-se o nome de razão de amplitude (**A**) à divisão da amplitude de tensão pela tensão média do ensaio de fadiga, conforme apresenta a Equação 3.16 [Dowling, 1993].

$$R = \frac{\sigma_{m\acute{i}n}}{\sigma_{m\acute{a}x}} \quad (3.15)$$

$$A = \frac{\sigma_a}{\sigma_m} \quad (3.16)$$

O mesmo sistema de subscritos e prefixos Δ é utilizado de maneira análoga para outras variáveis, tais como: a deformação (ϵ), a carga ou força (**F**), o momento (**M**), e a tensão nominal (**T**). Por exemplo, $T_{m\acute{a}x}$ e $T_{m\acute{i}n}$ se referem às tensões nominais máxima e mínima, respectivamente.

Figura 3.45 – Carregamento de amplitude constante: (a) carregamento completamente reverso ($\sigma_m = 0$); (b) tensão média diferente de zero [Callister, 2002].

3.4.4.2 – Curvas S-N

O primeiro método desenvolvido para entender e quantificar o processo de fadiga foi a utilização da curva tensão *versus* número de ciclos para a falha (**S-N**). Este método ainda é bastante utilizado em aplicações nas quais a intensidade da tensão cíclica atuante é inferior à do limite de escoamento do material (σ_e), com um número de ciclos para fraturar relativamente grande.

A curva S-N fornece bons resultados dentro da área do processo de fadiga conhecido como fadiga de alto ciclo (FAC). No entanto, na região de baixo ciclo, onde as deformações aplicadas apresentam uma grande parcela da componente de deformação plástica, a utilização da curva S-N dificulta a interpretação dos resultados. Nesta região, denominada de fadiga de baixo ciclo (FBC), uma metodologia baseada no controle da deformação fornece melhores resultados [Bannantine, 1990].

A vida total (**N**) de um componente submetido a um carregamento cíclico pode ser considerada composta de duas partes: a vida necessária para a iniciação da trinca (**N_i**) e a vida necessária para sua propagação da mesma até a fratura rápida (**N_p**):

$$N = N_i + N_p \quad (3.17)$$

Para baixos níveis de tensão ou deformação, a fase de nucleação da trinca chega a durar mais que 90% da vida total do corpo-de-prova (FAC). Em contrapartida, para altos níveis de tensão ou deformação, a nucleação da trinca ocorre rapidamente, fazendo com que a fase de propagação passe a ocupar a maior parte da vida total do corpo-de-prova (FBC).

A nucleação de trinca por fadiga geralmente ocorre na superfície pelo fato de os grãos superficiais estarem menos sustentados mutuamente do que os grãos do interior e, assim, a deformação plástica localizada e o rompimento das ligações atômicas podem ocorrer mais facilmente. Também, a tensão é geralmente máxima na superfície, uma vez que esta pode apresentar defeitos, como riscos de usinagem, entalhes, corrosão localizada, entre outros, os quais funcionam como concentradores de tensão.

Pesquisas anteriores têm mostrado que a nucleação está relacionada com a deformação plástica alternada, característica do processo de fadiga, isto é, com os movimentos de ida e retorno das discordâncias nos planos de escorregamento dos cristais

metálicos. O deslizamento das discordâncias ocorre tanto em carregamento cíclico como no monotônico, conforme apresentado na Figura 3.46 [Reed-Hill, 1994].

A Figura 3.47 apresenta uma fractografia que mostra a formação de trincas a partir de intrusões e extrusões. A seta indica a formação de trincas.

Figura 3.46 – Linhas de escorregamento em metais dúcteis submetidos a carregamento; (a) monotônico e (b) cíclico [Reed-Hill, 1994].

Figura 3.47 – Formação de trincas a partir de intrusões e extrusões [Reed-Hill, 1994].

Conforme mostra a Figura 3.48, a nucleação de trincas também pode ocorrer em algumas interfaces, não dependendo, dessa forma, única e exclusivamente da formação das

bandas de deslizamento (consequência da formação das intrusões e extrusões). Essas interfaces podem ser as seguintes [Reed-Hill, 1994]:

- inclusões;
- contornos de grãos (ocorre pela quebra das ligações atômicas mais fracas dos contornos de grão, devido à excessiva deformação plástica);
- contornos das maclas (é observado em vários metais cúbicos de face centrada, como, por exemplo, os aços inoxidáveis austeníticos).

Figura 3.48 – Mecanismos de nucleação de trincas [Reed-Hill, 1994].

Basicamente, em relação à nucleação de trincas em contornos de grãos existem dois tipos de modelos propostos: um baseado na instabilidade plástica e outro que leva em conta a interação entre o deslizamento dentro do grão com o contorno de grão.

O primeiro tipo de modelo assume um grau muito elevado de deformação plástica cíclica homogênea através de toda a camada superficial dos grãos. Devido ao fato da dificuldade da deformação plástica causada pelo contorno (o deslocamento perpendicular à superfície é desprezível no contorno), a instabilidade plástica pode ocorrer em uma microescala de tal modo em que a profundidade de uma dobra no contorno de grão aprofunda com um aumento do número de ciclos, até que a concentração de deformação na dobra torna-se tão grande a ponto de constituir uma microtrinca [ASM Handbook, 1996].

Dos modelos baseados nas interações das bandas de deslizamento com os contornos de grão, o modelo de Mughrabi *et al.* [Mughrabi, 1983] foi proposto de forma semi-quantitativa. Este modelo representa uma extensão do modelo de Essmann *et al.* (Figura 3.49) [Essmann, 1981], os quais propuseram o crescimento das extrusões superficiais sobre as bandas de deslizamento persistentes (BDP) em monocristais. Em policristais, a interação entre a banda de deslizamento persistente e o contorno de grão conduz para uma concentração de tensão que pode causar uma decoesão ao longo dos contornos de grão. Em metais cúbicos de face centrada, os contornos de maclas têm sido encontrados freqüentemente como sendo sítios de nucleação [ASM Handbook, 1996].

Figura 3.49 – Modelo proposto por Essmann *et al.* para a formação de extrusões. (a) Arranjo das discordâncias de interface correspondendo a uma camada de discordância-dipolo do tipo intersticial. (b) Extrusões formadas por emergência das discordâncias de interface [Essmann, 1981].

A partir do momento em que uma trinca é nucleada, ela tende a crescer; porém este crescimento é muito pequeno, geralmente da ordem de alguns grãos. A nucleação e o crescimento inicial de trincas são controlados pela máxima tensão de cisalhamento e

ocorrem nos planos onde a tensão de cisalhamento aplicada é máxima, ou seja, a aproximadamente 45° em relação à direção da carga aplicada.

A fase de nucleação e crescimento inicial da trinca é denominada de estágio I. No estágio II as trincas se propagam em um plano perpendicular à máxima tensão de tração, conforme se vê na Figura 3.50.

Os mecanismos do crescimento de trinca no estágio I ainda não são bem conhecidos. Os estudos de trincas curtas têm mostrado que o estágio I pode, ainda, ser subdividido em nucleação e propagação de sub-microtrincas e formação e propagação de microtrincas [Forsyth, 1975].

Figura 3.50 – Estágios do crescimento de trinca por fadiga [Forsyth, 1969].

A Figura 3.51 apresenta dois comportamentos distintos obtidos em um ensaio de fadiga. A Figura 3.51(a) apresenta uma curva S-N padrão para ligas de titânio e ligas ferrosas, na qual pode-se observar um limite de resistência à fadiga, ou seja, abaixo desse limite a falha por fadiga não irá ocorrer. Este limite de resistência à fadiga representa o valor mais alto de tensão flutuante em que a falha por fadiga não irá ocorrer por, essencialmente, um número infinito de ciclos. Para muitos aços, esse limite de resistência à fadiga se encontra no intervalo entre 35 e 60% do limite de resistência em tração.

Na Figura 3.51(b) encontra-se uma curva S-N padrão para ligas não-ferrosas (alumínio, cobre, magnésio), na qual pode-se observar que não há um limite de resistência à

fadiga igual ao apresentado na Figura 3.51(a). No entanto, pode-se verificar que a vida em fadiga varia de acordo com a tensão aplicada ao ensaio. Para casos como esses, tem-se uma propriedade definida como resistência à fadiga, que é dependente de um número de ciclos pré-determinado, por exemplo, 10^7 ciclos. A Figura 3.51(b) também apresenta a maneira de se determinar a resistência à fadiga para materiais com esse comportamento.

Figura 3.51 – Amplitude de tensão *versus* o logaritmo do número de ciclos para falhar em fadiga (N) para: (a) materiais que apresentam limite de resistência à fadiga; (b) materiais que não apresentam limite de resistência à fadiga [Callister, 2002].

3.4.4.3 – Fatores que Influenciam o Comportamento em Fadiga de Aços

Em uma análise de um problema de fadiga de um componente, seja ele um caso de fadiga de alto ciclo (FAC) ou fadiga de baixo ciclo (FBC), será necessário levar em conta os vários fatores influentes do comportamento em fadiga, que podem ser: efeito e tipo de carregamento; efeito do tamanho e do gradiente de tensão; acabamento superficial;

tratamentos superficiais; revestimento; tratamentos térmicos; tratamentos mecânicos; entre outros.

Como o processo de fadiga geralmente é iniciado na superfície, qualquer tratamento superficial pode afetar a vida em fadiga. Os efeitos categorizados como de recobrimentos térmicos e mecânicos possuem efeito na vida em fadiga dos componentes, principalmente devido a tensões residuais. As tensões residuais aparecem quando a deformação plástica através da seção transversal total da parte deformada não é uniforme. Considere um corpo-de-prova em flexão, no qual a superfície foi deformada em tração, de maneira que parte dela tenha sido deformada plasticamente. Quando a força externa é removida, as regiões que foram deformadas plasticamente impedem as regiões elásticas adjacentes de experimentarem uma recuperação elástica completa. Desta forma, as regiões deformadas elasticamente são deixadas com tensões residuais de tração e as regiões que foram deformadas plasticamente devem estar com tensões residuais de compressão, a fim de promover um balanço de tensões ao longo da seção transversal do corpo. Este efeito é ilustrado na Figura 3.52 [Bannantine, 1990]. Novamente, como a fadiga é um fenômeno de superfície, as tensões residuais na superfície são críticas. Tensões compressivas são benéficas e as trativas são prejudiciais à vida do componente. Deve-se sempre lembrar que as tensões residuais não são permanentes e podem ser removidas por tratamentos térmicos e deformações.

Os processos que envolvem difusão, tais como nitretação e cementação, são muito benéficos para a resistência à fadiga. Estes processos possuem o efeito combinado de produzir um material com uma superfície com maior resistência mecânica e tensões residuais compressivas.

O tratamento de têmpera superficial por indução causa localmente a transformação martensítica, que acarreta uma expansão volumétrica e localmente causa tensões residuais compressivas.

Os processos de conformação que acarretam descarbonetação superficial tais como a laminação e o forjamento causam uma diminuição na resistência à fadiga dos aços. Isto é principalmente devido ao fato de que a perda de átomos intersticiais na superfície do material faz com que a sua resistência seja reduzida e também produza uma condição de tensões residuais trativas [Ventura, 2006].

Figura 3.52 – Superposições de tensões aplicada e residual [Bannantine, 1990].

A Figura 3.53 ilustra o efeito do forjamento no limite de fadiga dos aços em função da resistência mecânica [Forrest, 1962].

Figura 3.53 – Efeito do forjamento no limite de fadiga [Forrest, 1962].

Existem vários métodos que, através da deformação a frio na superfície de peças e componentes, podem elevar o limite de fadiga pela introdução de tensões residuais compressivas. Os dois mais importantes são a laminação a frio e o jateamento por granalhas (*shot peening*).

A laminação a frio é aplicada geralmente a superfícies largas e planas, podendo produzir uma camada muito espessa sob compressão. A Figura 3.54 mostra o efeito deste tipo de procedimento na vida em fadiga [Ventura, 2006].

Figura 3.54 – Efeitos da laminação a frio na vida em fadiga [Ventura, 2006].

O jateamento com granalhas é um dos métodos mais importantes para produzir tensões residuais compressivas. Ele envolve o arremesso em alta velocidade de partículas de aço ou vidro sobre a superfície do material. A camada de tensão residual é de cerca de 1mm com um valor máximo de aproximadamente metade da tensão limite de escoamento. A Figura 3.55 apresenta o efeito do jateamento na vida em fadiga de engrenagens.

Figura 3.55 - Curva S-N de engrenagens cementadas submetidas ao jateamento com granalhas [Straub, 1965].

Uma das grandes vantagens do jateamento é que ele pode ser empregado em peças de formas bem irregulares. Uma desvantagem é que a superfície da peça fica marcada, mas a marca pode ser removida pelo polimento da superfície. Os principais pontos do uso da deformação a frio para gerar tensões residuais compressivas são apresentados a seguir:

- com grande efeito, em caso de FAC, porque no caso da FBC as tensões são altas o suficiente para causar alívio de tensões;
- em certas situações como trabalho em temperaturas elevadas ou sobrecargas, que podem relaxar as tensões residuais;
- com a tensão residual compressiva apresentando um grande efeito, na vida em fadiga, quando ela é aplicada na área do componente onde existe um gradiente de tensão, principalmente ao redor de entalhes;
- em casos nos quais existe uma quantidade ótima de deformação, causada pelo jateamento, que leva a uma condição de máxima resistência [Ventura, 2006].

As molas, confeccionadas com materiais que possuem alta deformação elástica, são utilizadas para absorver a tensão aplicada abruptamente e armazenar a tensão absorvida em energia elástica. Em avaliação de propriedades de fadiga de aços-mola, uma análise integral deve ser feita em adição à dureza, levando em consideração as características microestruturais e algumas das propriedades mecânicas *versus* diferentes condições de tratamentos térmicos [Shin, 1999].

Shin *et al.* [Shin, 1999] apresentaram alguns dados necessários para estabelecer as condições de operação dos aços-molas 50CrV4 e SK5-CSP. Foram conduzidos ensaios de fadiga de alto ciclo em amostras dos dois aços citados, em temperatura ambiente, sob condições de dureza pré-determinadas (44–45 HRC), e os resultados foram avaliados com base na microestrutura, dureza e propriedades de tração. As composições químicas dos aços e tratamentos térmicos estão apresentadas nas Tabelas 3.3 e 3.4. Os ensaios de

fadiga de alto ciclo foram conduzidos com suas tensões trativas e compressivas mantidas constantes e geradas por flexão rotativa repetitiva (tensão média = 0). Foi aplicada uma frequência de 6,0 Hz até que houvesse a fratura da amostra ensaiada. Uma vez que a fratura ocorria, o ensaio era interrompido.

Os valores obtidos em ensaios de tração e de fadiga estão representados nas Tabelas 3.5 e 3.6, respectivamente. Observou-se que, conforme as temperaturas de austenitização e de revenimento foram elevadas, houve uma redução nos valores de resistência à tração, e, conseqüentemente, também houve um decréscimo no limite de fadiga. Assim, para a mesma condição de dureza, observou-se que o limite de fadiga variava com a diminuição do limite de resistência à tração [Shin, 1999].

Na Figura 3.56 estão apresentadas as curva tensão-vida (S-N) para os dois aços em questão. Em tensões abaixo de 980 MPa, as vidas de iniciação e propagação da trinca foram medidas e os resultados se encontram na Figura 3.57. Embora os pontos de iniciação da trinca tenham sido os mesmos em ambos os aços, a vida total do aço 50CrV4 foi o dobro da do aço SK5-CSP, mostrando que sob condições de altas tensões a vida em propagação é maior do que a vida de iniciação.

Dos resultados encontrados em seus estudos, Shin *et al.* mostraram que, após austenitizados a 850°C e revenidos a 420°C (limite de resistência à tração em torno de 1400 MPa) o limite de fadiga foi de aproximadamente 670 MPa. No entanto, a resistência à fadiga para outros níveis de tensão é maior no aço 50CrV4 do que no outro, conforme mostra a Figura 3.56 [Shin, 1999].

Tabela 3.3 – Composições químicas dos dois aços-molas investigados no trabalho de Shin *et al.* [Shin, 1999].

Aços	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	V	Fe
50CrV4	0,49	0,29	0,82	0,012	0,004	0,031	1,06	0,11	Bal.
SK5-CSP	0,84	0,18	0,44	0,012	0,003	0,002	0,17	-	Bal.

Tabela 3.4 – Tratamentos térmicos efetuados sobre os aços-molas [Shin, 1999].

Aços	Austenitização	Revenimento
50CrV4	850°C, 15 min → Têmpera em óleo	420°C, 1 hora
	900°C, 15 min → Têmpera em óleo	450°C, 1 hora
	950°C, 15 min → Têmpera em óleo	470°C, 1 hora
SK5-CSP	850°C, 15 min → Têmpera em óleo	420°C, 1 hora

Tabela 3.5 – Dados obtidos nos ensaios de tração dos dois aços-molas [Shin, 1999].

Aços	Temperatura de Austenitização	Temperatura de Revenimento	Limite de Escoamento	Resistência à Tração	Alongamento
	[°C]	[°C]	[MPa]	[MPa]	[%]
50CrV4	-	-	515	628	20,2
	850	420	1362	1460	6,5
	900	450	1284	1382	6,9
	950	470	1245	1343	7,3
SK5-CSP	-	-	341	541	27,0
	850	420	1264	1470	9,1

Tabela 3.6 – Limites de fadiga dos dois aços-molas de Shin *et al.* [Shin, 1999].

Aços	Temperatura de Austenitização [°C]	Temperatura de Revenimento [°C]	Limite de Fadiga [MPa]
50CrV4	850	420	670
	900	450	618
	950	470	569
SK5-CSP	850	420	670

Figura 3.56 – Curvas tensão-vida (S-N) obtidas em ensaios de fadiga dos dois aços-molas de Shin *et al.*, os quais foram austenitizados a 850°C, temperados em óleo, e revenidos a 420°C. As curvas mostram o mesmo limite de fadiga para ambos os aços [Shin, 1999].

Figura 3.57 – Curvas de ciclo de fadiga *versus* a tensão de fadiga dos dois aços-molas de Shin *et al.*, os quais foram austenitizados a 850°C, temperados em óleo, e revenidos a 420°C [Shin, 1999].

Lee *et al.* [Lee, 1998] fizeram alguns estudos em fadiga sobre amostras de aços oriundos da *Pohang Iron and Steel Co.* (POSCO), com composição química (% em peso) de: 0,59% C, 2,49% Si, 0,50% Mn, 0,54% Cr, 1,98% Ni, 0,18% V, e Fe balanceado. Nesse estudo, as amostras de aços foram austenitizadas a 900°C durante 40 minutos, temperadas em óleo (50–60°C), e, em seguida, foram revenidas em 300, 350, 400, 450, e 500°C, durante 30 minutos. Os ensaios de resistência à fadiga foram realizados em uma máquina de fadiga por flexão rotativa do tipo ONO, em temperatura ambiente, com uma taxa de 3500 rpm. A ocorrência da fratura foi controlada por um interruptor elétrico do tipo “switch” (chave automática) e o número de ciclos para a resistência máxima escolhido foi da ordem de 10^7 . A Figura 3.58 mostra as relações entre as curvas tensão-vida (S-N) obtidas em fadiga em função da temperatura de revenimento das amostras de aços de Lee *et al.* A Tabela 3.7 apresenta os resultados de σ_f obtidos nos ensaios de fadiga para cada condição.

Em seus estudos, Lee *et al.* [Lee, 1998] encontraram que a resistência à fadiga (σ_f) aumentou com o acréscimo da temperatura de revenimento, alcançando um máximo em 450°C, e decresceu em temperaturas acima desta. Encontrou-se que a temperatura de 450°C é o ponto ótimo para esse material, em propriedades de fadiga. O aumento de σ_f foi principalmente atribuído à distribuição refinada de carbeto- ϵ e de cementita (contendo Cr e V) nos contornos e interior das agulhas martensíticas, junto com a uniformidade estrutural da martensita revenida. O amolecimento da martensita revenida ocorreu devido à precipitação excessiva de carbeto- ϵ e de cementita (contendo Cr e V) não somente nos contornos e interior das agulhas martensíticas, mas também ao longo dos contornos de grãos da austenita anterior. Este amolecimento acarretou o decréscimo de σ_f .

Algumas análises fractográficas efetuadas nessas amostras não demonstraram nenhuma evidência direta de que a iniciação de trincas tenha sido causada por inclusões, sugerindo que este mecanismo de iniciação não foi tão dominante quanto o reportado por outros aços de alta-resistência [Collins, 1993] ou em aços-molas [Melander, 1993].

Tabela 3.7 – Limites de resistência à fadiga (σ_f) obtidos através de ensaios de fadiga por flexão rotativa para as amostras de aços da POSCO, revenidas em várias temperaturas [Lee, 1998].

Temperatura de Revenimento [°C]	300	350	400	450	500
Limite de Resistência à Fadiga [MPa]	660	730	800	910	790

Figura 3.58 – Curvas do tipo tensão-vida (S-N) obtidas através de ensaios de fadiga por flexão rotativa para as amostras de aços da POSCO, revenidas em várias temperaturas [Lee, 1998].

4 – MATERIAL E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

4.1 – Material Utilizado

O material utilizado no presente trabalho foi o aço SAE 5160, um dos principais tipos de aço-molas utilizados na empresa RNA Rassini-NHK Auto Peças S/A. Durante o processo de tratamento térmico lá utilizado, houve momentos em que seus feixes de aço-mola, sob ensaios de fadiga, estavam rompendo com vidas menores que as especificações para este produto (50000 ciclos, sem o jateamento por granalhas). Ao analisar as regiões de fratura de algumas dessas lâminas, observou-se a presença de fratura frágil intergranular. Portanto, a motivação desse trabalho baseou-se em estudar a influência de alguns parâmetros do tratamento térmico utilizado por essa empresa para entender o processo de fragilização do aço-mola em questão e verificar sua influência na tenacidade e na vida em fadiga. Dessa forma, optou-se por estudar três diferentes temperaturas de austenitização (850°C, 900°C e 1000°C) e três diferentes temperaturas de revenimento (470°C, 500°C e 530°C) para diferentes teores de P.

4.2 – Análise Química

As análises químicas quantitativas dos materiais estudados foram realizadas num Espectômetro de Emissão Óptica por centelha (ARL 3460). As condições ambientais utilizadas foram umidade de 45% e temperatura ambiente de 24°C.

4.3 – Tratamentos Térmicos

Foi observado que na produção de molas planas, o aço pode possuir teor de P de até 0,030% (em peso). Assim, para a investigação da influência do fósforo sobre a

fragilização desenvolvida durante o tratamento térmico, utilizou-se de aços com diferentes teores de fósforo, dentro do nível aceitável, isto é: 0,012, 0,017, 0,025 e 0,031 (% em peso). A Figura 4.1 apresenta um fluxograma esquemático que mostra as 24 diferentes condições de processamento propostas, levando-se em consideração as variações nos teores de P nas temperaturas de austenitização para têmpera e revenido.

Após a austenitização, todas as lâminas foram temperadas em óleo mineral (conhecido comercialmente como FENSO 39) e revenidas em forno de escala industrial.

A Figura 4.2 apresenta, de forma geral, o forno industrial utilizado para a austenitização para a têmpera. Na Figura 4.3 pode-se observar o reservatório do banho de têmpera. Já a Figura 4.4 apresenta, de forma geral, o forno de revenimento. Estes foram apresentados para que se tenha uma idéia geral das condições de fabricação destas molas planas. Assim, os materiais estudados neste trabalho foram processados e tratados termicamente em agrupamentos e em fornos de escala industrial (sem controle de atmosfera).

Figura 4.1 – Fluxograma esquemático dos processos de tratamentos térmicos efetuados sobre as amostras do aço 5160.

(a)

(b)

Figura 4.2 – Forno industrial utilizado na austenitização para a têmpera. (a) Visão frontal; (b) Visão lateral.

Figura 4.3 – Reservatório utilizado para o banho de têmpera.

(a)

(b)

(c)

Figura 4.4 – Forno industrial utilizado no revenimento. (a) Visão frontal (entrada das lâminas); (b) Visão lateral; (c) Saída das lâminas.

4.4 – Ensaios Mecânicos

Foram realizados alguns ensaios mecânicos (dureza, tração, impacto, tenacidade à fratura e fadiga) para que se pudesse investigar de maneira adequada a possível fragilização do aço, e para que se pudesse identificar a temperatura de processo ideal, seja ela de austenitização ou de revenimento. O fluxograma da Figura 4.5 apresenta a sequência dos ensaios mecânicos efetuados sobre as amostras.

Figura 4.5 – Fluxograma geral dos ensaios mecânicos realizados sobre as amostras.

4.4.1 – Ensaios de Dureza

Foram realizados ensaios de dureza Rockwell C em cada lâmina ao final de cada tipo de tratamento térmico. As condições ensaiadas foram sempre da lâmina como-temperada e da lâmina pós-revenimento. Foram efetuadas essas medições para se fazer um comparativo entre as temperaturas e a diminuição da dureza das amostras em cada tipo de condição de tratamento térmico. Para os ensaios de dureza Rockwell C, utilizou-se de um Durômetro Leco RT-240 com uma carga de 150 kgf e um indentador cônico (120°) de diamante com diâmetro de 10 mm. As medidas de dureza foram realizadas em uma das superfícies da lâmina, com intervalos de aproximadamente 6 mm entre cada medição, ou seja, 9 medidas para cada condição. Após essas medidas, foram calculados os valores médios para cada condição e os seus respectivos desvios. Deve ser ressaltado que a superfície de cada amostra foi retificada antes da execução da medida de dureza.

4.4.2 – Ensaios de Impacto

Foram utilizados corpos-de-prova Charpy com entalhe em V, com profundidade de 2,0 mm, 55,0 mm de comprimento e 10,0 mm de altura e largura, usinados de acordo com a norma ASTM E-23 [ASTM E-23, 2004]. A Figura 4.6 apresenta a geometria e as dimensões dos corpos-de-prova Charpy utilizados nos ensaios de impacto. Os corpos-de-prova foram retirados na direção L-S (Figura 4.7), devido ao fato de as fraturas nas molas planas em serviço ocorrerem nesta direção. Os ensaios foram realizados em equipamento de ensaios de impacto *Instron Wolpert PW30*, com um martelo de capacidade máxima de 300 J e a velocidade do pêndulo ao impacto de 5,51 m/s, conforme mostra a Figura 4.8.

Acabamento Superficial: $2\mu\text{m}$ na superfície do entalhe e no lado oposto e $4\mu\text{m}$ nas outras superfícies
Tolerância geométrica nas superfícies da seção transversal: $90^{\circ} \pm 10^{\circ}$

Figura 4.6 – Representação esquemática de um corpo-de-prova Charpy, dimensionado de acordo com a norma ASTM E-23 [ASTM E-23, 2004].

Figura 4.7 – Representação esquemática indicando a direção (L-S) a qual foram retirados os corpos-de-prova de impacto [ASTM E-399, 2005].

Figura 4.8 – Máquina de impacto instrumentado marca Instron Wolpert, modelo PW30.

4.4.3 – Ensaio de Tenacidade à Fratura

Os ensaios de tenacidade à fratura em três pontos foram realizados conforme a norma ASTM E-399-90 [ASTM E-399, 2005], depois de realizada a pré-trinca por fadiga em cada corpo-de-prova. A razão de carga, a carga máxima e a frequência utilizada para a pré-

trinca por fadiga foram, respectivamente, de $R=0,1$, $P_{\text{máx}}=5,5$ kN e $f=30$ Hz. Para a realização desses ensaios, foi utilizado um equipamento servo-hidráulico MTS – Sistema 810, conforme mostra a Figura 4.8. Em vista do fato de a espessura da lâmina ser muito pequena (10 mm), optou-se pelos corpos-de-prova do tipo flexão em 3 pontos, SE(B), para a realização dos ensaios para a determinação de K_{IC} , conforme está apresentado na Figura 4.9. O sentido da direção de corte foi o T-L, devido ao fato da bitola da lâmina da mola ser de 70×10 mm² e pela razão de se utilizar a mesma direção de propagação de trinca que acontece nas molas em serviço. Desta forma, o valor de **W** ficou restrito a 20,0 mm (valor mínimo). O valor da taxa de aplicação da carga utilizado para os ensaios de K_{IC} foi de 13,0 kN/min o deslocamento da abertura da trinca foi medido através de um extensômetro.

4.4.4 – Ensaios de Fadiga

Como a idéia principal era ensaiar o material na condição de como-fabricado para o componente mola plana, os ensaios de fadiga foram realizados diretamente sobre as lâminas em uma prensa excêntrica Guttman de capacidade nominal de 10 toneladas, normalmente utilizada para ensaios de fadiga em molas planas. Essa máquina utiliza corpos-de-prova do tipo flexão a três pontos, onde o corpo-de-prova (no caso, a própria lâmina do aço-mola) é posicionado sobre dois pontos distanciados em 650 mm. Novamente, dado ao atendimento dos objetivos do projeto, utilizou-se somente um nível de carregamento para a análise comparativa da vida em fadiga. Assim, houve a aplicação de uma força máxima de 1093 kgf (correspondendo a uma $\sigma_{\text{máx}} = 130$ kgf/mm²) sobre o centro da lâmina, conforme ilustra a Figura 4.11. Este valor corresponde à força necessária para causar um deslocamento na linha de centro, sobre as lâminas, de 25 mm. Os ensaios foram conduzidos com razão de carga de 0,21. A Figura 4.11 mostra uma visão geral do equipamento utilizado para realizar os ensaios de fadiga. As lâminas foram ensaiadas uma de cada vez até a ruptura. A frequência do ensaio foi de 2,0 Hz.

É importante mencionar que todas as amostras passaram pela etapa de jateamento por granalhas em uma de suas superfícies antes de serem ensaiadas por fadiga. Os parâmetros desse jateamento por granalhas foram: amperagem de 48,0 A e um *Almen* de 0,0215 in.

Figura 4.9 – Equipamento servo-hidráulico utilizado para os ensaios de tenacidade à fratura.

Nota-se que o corpo-de-prova já está posicionado para o início do ensaio.

Figura 4.10 – Representação esquemática do corpo-de-prova SE(B) utilizado para os ensaios de tenacidade à fratura [ASTM E-399, 2005]. Os valores das dimensões são em milímetros.

Figura 4.11 – Representação esquemática do ensaio de fadiga sobre a lâmina do aço.

Figura 4.12 – Equipamento utilizado para a realização dos ensaios de fadiga.

4.5 – Caracterização Metalográfica e Fractográfica

A seguir, serão apresentadas duas técnicas de microscopia necessárias para a caracterização microestrutural e fractográfica do aço SAE 5160.

4.5.1 – Análises do Tamanho de Grão

Foram retiradas pequenas amostras (10x10x5 mm³) dos corpos-de-prova de impacto para o embutimento em baquelite e análise do tamanho de grão. As amostras foram previamente lixadas com lixas d'água com granulometria #80, 120, 220, 400, 800, 1200, e 2000, na ordem da granulometria menor para a maior subsequente. Em seguida, as superfícies lixadas foram polidas em três etapas: a primeira com óxido de cromo, a segunda com solução de alumina 0,3 µm e a última com solução de alumina 0,05 µm.

Após toda a seqüência prévia de acabamento superficial, foi efetuado um ataque químico sobre cada amostra. O ataque químico consistiu de uma solução de 1,0 g de ácido pícrico + 1,0 mL de ácido clorídrico + 15,0 mL de detergente + 100,0 mL de água destilada. A duração média do ataque químico foi de 6 minutos. Em seguida, observou-se cada tipo de amostra em um microscópio Zeiss Axiotech Stemi DV4/DR, acoplado a um software Graftek Ultimage Optilab Versão 2.6. O tamanho de grão foi medido de acordo com a norma ASTM E-1382-97.

4.5.2 – Análises Fractográficas

As superfícies das amostras fraturadas nos ensaios de impacto, de tenacidade à fratura e de fadiga foram observadas em um microscópio eletrônico de varredura DSM 960 ZE155. As superfícies de fratura foram previamente limpas com acetona em um aparelho de ultra-som, para que ficassem isentas de qualquer material externo indesejável para sua análise. Para as amostras de impacto, foram observadas imagens das regiões de início, meio e fim da região de fratura. Já nas amostras de fadiga e tenacidade à fratura buscou-se avaliar a região de iniciação da trinca e próxima ao entalhe, respectivamente. Esse tipo de análise é necessário para avaliar os mecanismos de fratura.

5 – RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 – Análise Química

As lâminas dos aços-molas contêm a seguinte composição química apresentada na Tabela 5.1. A bitola utilizada foi de 70x10 mm².

Tabela 5.1 – Composição química (% em peso) do aço-mola SAE 5160.

	Valor especificado	Liga 1	Liga 2	Liga 3	Liga 4
C	0,56 – 0,64	0,593	0,580	0,584	0,600
Mn	0,75 – 1,00	0,860	0,850	0,850	0,860
P	Máximo 0,030	0,012	0,017	0,025	0,031
S	Máximo 0,035	0,012	0,011	0,012	0,005
Si	0,15 – 0,35	0,250	0,230	0,240	0,190
Cr	0,70 – 0,90	0,800	0,770	0,780	0,770
Ni	0,00 – 0,25	0,070	0,090	0,070	0,090
Mo	0,00 – 0,06	0,030	0,030	0,020	0,030
Al	0,00 – 0,04	0,018	0,017	0,018	0,017
Cu	0,00 – 0,35	0,090	0,130	0,190	0,170
Sn	0,00 – 0,02	0,008	-	0,013	-

Como em todo aço comum, além do teor de carbono (C), o aço-mola 5160 também possui algumas impurezas, conforme mostrado na Tabela 5.1. É sabido que o carbono influi diretamente sobre as propriedades de dureza, limite de resistência e alongamento dos aços, sendo benéfico às duas primeiras e prejudicial à última, quando o seu índice (teor) for aumentado.

Devido à pequena quantidade de material obtido das Ligas 1 e 3, não foi possível realizar todas as variações almejadas para a temperatura de revenimento. Contudo, optou-se por realizar as três temperaturas de austenitização, seguidas de revenimento a 500°C.

5.2 – Dureza

A Tabela 5.3 apresenta os valores de dureza com seus respectivos desvios padrões para cada condição. Na sua grande maioria, o tratamento térmico de revenido foi capaz de reduzir o nível de dureza para os valores especificados nos projetos, isto é, para o intervalo 43,0–48,5 HRC.

Cada valor de dureza apresentado na Tabela 5.3 representa a média de nove medições de dureza. Ainda assim, nota-se que, de uma maneira geral, os valores de dureza decrescem conforme o aumento da temperatura de revenimento, independente do teor de P, conforme citado por James [James, 1994]. Essa afirmação está demonstrada de uma maneira bastante clara para as temperaturas de austenitização de 850°C e 900°C. No entanto, para a temperatura de austenitização de 1000°C, não se observa com precisão essa redução no valor da dureza para a Liga 2 (0,017%P em peso).

Em escala de laboratório, foram realizados ensaios de revenimento em amostras previamente temperadas, para que se fossem obtidos valores de dureza final dentro do intervalo esperado para o aço SAE 5160, independente da temperatura de revenimento.

Assim, à medida em que a temperatura de revenimento era aumentada, diminuía-se o tempo de revenimento.

De uma forma geral, com o aumento da temperatura de revenimento, os valores de dureza das amostras como-temperadas diminuíram de 61–64 HRC para valores entre 43–46 HRC (redução em torno de 30%), conforme ilustra a Tabela 5.2, para os casos de baixo e alto teor de P.

Tabela 5.2 – Resultados de ensaios de dureza Rockwell C (HRC) para as Ligas 1 e 3 revenidas a 500°C.

SAE 5160	Liga 1 (0,012% P)		Liga 3 (0,025% P)	
	Têmpera	Revenido	Têmpera	Revenido
T_{A1} = 850°C	61,7 ± 0,3	44,8 ± 0,4	62,0 ± 0,9	44,8 ± 0,5
T_{A2} = 900°C	61,2 ± 0,8	44,2 ± 0,3	61,0 ± 0,7	43,6 ± 0,2
T_{A3} = 1000°C	63,8 ± 1,2	45,6 ± 0,5	61,7 ± 1,0	46,0 ± 0,3

Em relação à Tabela 5.2, no caso da Liga 1 (baixo P), pode-se observar que, com o aumento da temperatura de austenitização, há uma tendência de aumentar o valor da dureza após têmpera.

Para a Liga 2 austenitizada a 1000°C, observa-se que os valores encontram-se bastante próximos, variando entre 43,5–45,5 HRC. Pode-se dizer que essa variação é bem pequena, se comparada com as diferenças entre os valores de dureza para as outras condições. No entanto, James [James, 1994] encontrou que em revenimentos a 500°C, as amostras de alto teor de P apresentam valores de dureza ligeiramente superiores aos das amostras com menores teores de P, mostrando que o P retarda a queda da dureza em aços martensíticos durante o revenimento.

Tabela 5.3 – Valores de dureza Rockwell C (HRC) das ligas estudadas. Os valores médios de dureza abaixo do limite inferior permitido para as molas estão em destaque.

Liga 1 (0,012% P)		T_{revenimento}		
		470°C	500°C	530°C
T_{austenitização}	850°C	---	44,8 ± 0,4	---
	900°C	---	44,2 ± 0,3	---
	1000°C	---	45,6 ± 0,5	---
Liga 2 (0,017% P)		T_{revenimento}		
		470°C	500°C	530°C
T_{austenitização}	850°C	48,6 ± 0,5	46,0 ± 0,7	42,5 ± 2,5
	900°C	45,7 ± 0,9	45,7 ± 0,3	41,4 ± 1,0
	1000°C	44,3 ± 1,9	45,2 ± 0,3	43,5 ± 1,0
Liga 3 (0,025% P)		T_{revenimento}		
		470°C	500°C	530°C
T_{austenitização}	850°C	---	44,8 ± 0,5	---
	900°C	---	43,6 ± 0,2	---
	1000°C	---	46,0 ± 0,3	---
Liga 4 (0,031% P)		T_{revenimento}		
		470°C	500°C	530°C
T_{austenitização}	850°C	47,9 ± 1,0	43,3 ± 1,4	42,4 ± 0,7
	900°C	47,0 ± 1,0	43,3 ± 1,2	41,5 ± 1,8
	1000°C	45,6 ± 1,4	45,4 ± 0,8	42,0 ± 0,8

Os valores abaixo do limite inferior permitido para as molas foram decorrentes do difícil controle de tempo e temperatura de revenimento nos fornos industriais, onde as molas foram revenidas.

Como era de se esperar, para cada temperatura de revenimento, pôde-se notar que a maior dureza foi observada nos aços austenitizados a 850°C e revenidos a 470°C. Para todas as outras condições de tratamento térmico, pôde-se notar que os valores de dureza foram bastante similares.

5.3 – Tamanho de Grão

A Tabela 5.4 apresenta os valores de tamanho de grão das ligas estudadas para cada condição. A não variação do tamanho de grão já era esperada, pois estes aços foram acalmados ao alumínio (Al) para evitar o crescimento de grãos.

As Figuras 5.1 a 5.3 apresentam o tamanho de grão das Liga 2 (0,017% P) e Liga 4 (0,031% P) em função da temperatura de austenitização para as amostras revenidas a 470°C, 500°C e 530°C, respectivamente. A Figura 5.4 apresenta os tamanhos de grãos para a Liga 1 (0,012% P) e Liga 3 (0,025% P) austenitizadas nas temperaturas de 850°C, 900°C e 1000°C, e, em seguida, revenidas a 500°C.

Tabela 5.4 – Tamanho de grão ASTM (μm) para cada condição estudada.

Liga 1 (0,012% P)		T_{revenimento}		
		470°C	500°C	530°C
T_{austenitização}	850°C	---	24,4 $\pm$ 0,1	---
	900°C	---	25,0 $\pm$ 0,3	---
	1000°C	---	23,9 $\pm$ 0,3	---
Liga 2 (0,017% P)		T_{revenimento}		
		470°C	500°C	530°C
T_{austenitização}	850°C	24,9 $\pm$ 0,3	24,3 $\pm$ 0,4	25,0 $\pm$ 0,1
	900°C	24,1 $\pm$ 0,2	23,5 $\pm$ 0,1	24,0 $\pm$ 0,1
	1000°C	23,0 $\pm$ 0,1	22,9 $\pm$ 0,1	22,8 $\pm$ 0,3
Liga 3 (0,025% P)		T_{revenimento}		
		470°C	500°C	530°C
T_{austenitização}	850°C	---	24,9 $\pm$ 0,3	---
	900°C	---	24,4 $\pm$ 0,2	---
	1000°C	---	23,8 $\pm$ 0,2	---
Liga 4 (0,031% P)		T_{revenimento}		
		470°C	500°C	530°C
T_{austenitização}	850°C	24,7 $\pm$ 0,1	24,2 $\pm$ 0,2	23,6 $\pm$ 0,1
	900°C	25,0 $\pm$ 0,1	23,7 $\pm$ 0,2	24,1 $\pm$ 0,2
	1000°C	22,8 $\pm$ 0,2	23,2 $\pm$ 0,2	22,5 $\pm$ 0,2

Figura 5.1 – Tamanhos de grão dos aços com 0,017% de P (Liga 2), austenitizados a: (a) 850°C (c) 900°C e (e) 1000°C; e dos aços com 0,031% de P (Liga 4), austenitizados a: (b) 850°C, (d) 900°C e (f) 1000°C. Essas amostras foram revenidas a 470°C durante 70 minutos.

Temperatura de
Revenido = 500°C

Liga 2 (0,017% P)

Liga 4 (0,031% P)

Figura 5.2 – Tamanhos de grão dos aços com 0,017% de P (Liga 2), austenitizados a: (a) 850°C (c) 900°C e (e) 1000°C; e dos aços com 0,031% de P (Liga 4), austenitizados a: (b) 850°C, (d) 900°C e (f) 1000°C. Essas amostras foram revenidas a 500°C durante 64 minutos.

Temperatura de
Revenido = 530°C

Liga 2 (0,017% P)

Liga 4 (0,031% P)

Figura 5.3 – Tamanhos de grão dos aços com 0,017% de P (Liga 2), austenitizados a: (a) 850°C (c) 900°C e (e) 1000°C; e dos aços com 0,031% de P (Liga 4), austenitizados a: (b) 850°C, (d) 900°C e (f) 1000°C. Essas amostras foram revenidas a 530°C durante 59 minutos.

Temperatura de
Revenido = 500°C

Figura 5.4 – Tamanhos de grão dos aços com 0,012% de P (Liga 1), austenitizados a: (a) 850°C (c) 900°C e (e) 1000°C; e dos aços com 0,025% de P (Liga 3), austenitizados a: (b) 850°C, (d) 900°C e (f) 1000°C. Essas amostras foram revenidas a 500°C durante 64 minutos.

5.4 – Tenacidade ao Impacto

Os resultados de ensaios de energia absorvida por impacto, em corpos-de-prova Charpy, realizados em temperatura ambiente, para diferentes condições de tratamento térmico, estão apresentados na Tabela 5.5 e nas Figuras 5.5 a 5.7.

Por meio dos resultados de tenacidade ao impacto obtidos, pôde-se verificar que, independente da temperatura de austenitização e de revenido, de maneira geral, o teor de fósforo afeta diretamente esta propriedade mecânica, ou seja, quanto maior for o teor de fósforo, menor será a tenacidade ao impacto do aço-mola 5160. Para as lâminas que foram austenitizadas a 850°C e revenidas a 500°C (Figura 5.5), verificou-se uma queda de 55% da tenacidade ao impacto quando considerado o mais alto teor de fósforo (0,031% P), se comparada com a lâmina com baixo teor de fósforo (0,012% P). Já nas temperaturas de austenitização de 900°C e 1000°C (Figuras 5.6 e 5.7, respectivamente), a queda de tenacidade ao impacto foi menor, aproximadamente 30%, em relação à lâmina com baixo teor de fósforo (0,012% P), após revenimento a 500°C.

Observa-se que a temperatura de revenido de 470°C apresentou sempre o mais baixo valor de tenacidade ao impacto, independente do teor de P. Isto é decorrente de um mais alto nível de dureza obtido (ver Tabela 5.3).

Outro fato que se pode verificar nas Figuras 5.5 a 5.7 é o comportamento da tenacidade ao impacto em função da temperatura de austenitização. Nota-se que, para o aço SAE 5160 de baixo teor de fósforo (0,012% P), a tenacidade ao impacto reduz de valor significativamente, apresentando uma perda de 33% do valor de tenacidade ao impacto a 900°C, se comparado com a temperatura de austenitização de 850°C. Já à temperatura de austenitização de 1000°C, nota-se que a perda de tenacidade ao impacto chega ao valor de aproximadamente 54%, se comparado com o valor de tenacidade ao impacto na temperatura de austenitização a 850°C. Deve-se lembrar que essas informações tratam do revenimento realizado a 500°C. O efeito da queda considerável e significativa da tenacidade ao impacto no aço SAE 5160 com baixo fósforo em função do aumento da temperatura de

austenitização não ocorre no aço SAE 5160 com alto teor de fósforo. Isto decorre do fato de que a 850°C o aço com alto teor de P já se encontra no estado fragilizado.

De acordo com a Tabela 5.5, pode-se notar que, em praticamente todas as condições de austenitização, as amostras com menores teores de P possuíram maiores valores de energia absorvida no impacto do que as amostras com maiores teores de P, em especial para revenimentos a 500°C. Pode-se verificar, também, que a amostra da Liga 1 (0,012% em peso de P), austenitizada a 850°C e revenida a 500°C, possui o maior valor de tenacidade ao impacto (396,35 kJ/m²), dentre todas as condições ensaiadas por impacto.

Na Figura 5.8 encontram-se as fractografias, após os ensaios de impacto, para as amostras revenidas em 470°C durante 70 minutos, somente para os aços das Ligas 2 e 4.

A Figura 5.9 apresenta as fractografias das Ligas 2 e 4 para o revenimento a 500°C durante 64 minutos.

Por fim, a Figura 5.10 apresenta as fractografias das amostras de aço que foram revenidas a 530°C durante 59 minutos, somente para as Liga 2 e 4.

Tabela 5.5 – Energia absorvida por impacto Charpy [kJ/m²].

. Liga 1 (0,012% P)		T _{revenimento}		
		470°C	500°C	530°C
T _{austenitização}	850°C	---	396,4 ± 104,8	---
	900°C	---	266,9 ± 97,4	---
	1000°C	---	211,4 ± 26,1	---
Liga 2 (0,017% P)		T _{revenimento}		
		470°C	500°C	530°C
T _{austenitização}	850°C	170,6 ± 25,9	240,5 ± 37,3	320,5 ± 38,7
	900°C	143,9 ± 13,5	173,7 ± 33,1	264,8 ± 84,4
	1000°C	129,3 ± 7,4	152,4 ± 5,4	180,1 ± 27,3
Liga 3 (0,025% P)		T _{revenimento}		
		470°C	500°C	530°C
T _{austenitização}	850°C	---	175,3 ± 10,2	---
	900°C	---	184,7 ± 29,1	---
	1000°C	---	148,9 ± 21,8	---
Liga 4 (0,031% P)		T _{revenimento}		
		470°C	500°C	530°C
T _{austenitização}	850°C	146,7 ± 37,4	164,9 ± 36,6	206,9 ± 63,2
	900°C	108,9 ± 12,3	168,1 ± 44,5	131,1 ± 11,1
	1000°C	91,2 ± 10,0	129,2 ± 12,4	132,4 ± 25,4

Figura 5.5 – Resultados de tenacidade ao impacto em função da temperatura de revenimento para a temperatura de austenitização de 850°C .

Figura 5.6 – Resultados de tenacidade ao impacto em função da temperatura de revenimento para a temperatura de austenitização de 900°C .

Figura 5.7 – Resultados de tenacidade ao impacto em função da temperatura de revenimento para a temperatura de austenitização de 1000°C.

Figura 5.8 – Superfícies de fratura (região central de fratura) dos corpos-de-prova ensaiados por impacto. Aços com 0,017% de P (Liga 2), austenitizados a: (a) 850°C (c) 900°C e (e) 1000°C. Aços com 0,031% de P (Liga 4), austenitizados a: (b) 850°C, (d) 900°C e (f) 1000°C. Essas amostras foram revenidas a 470°C durante 70 minutos.

Temperatura de
Revenido = 500°C

Liga 2 (0,017% P)

Liga 4 (0,031% P)

Figura 5.9 – Superfícies de fratura (região central de fratura) dos corpos-de-prova ensaiados por impacto. Aços com 0,017% de P (Liga 2), austenitizados a: (a) 850°C (c) 900°C e (e) 1000°C. Aços com 0,031% de P (Liga 4), austenitizados a: (b) 850°C, (d) 900°C e (f) 1000°C. Essas amostras foram revenidas a 500°C durante 64 minutos.

**Temperatura de
Revenido = 530°C**

Liga 2 (0,017% P)

Liga 4 (0,031% P)

(a)

(b)

(c)

(d)

(e)

(f)

Figura 5.10 – Superfícies de fratura (região central de fratura) dos corpos-de-prova ensaiados por impacto. Aços com 0,017% de P (Liga 2), austenitizados a: (a) 850°C (c) 900°C e (e) 1000°C. Aços com 0,031% de P (Liga 4), austenitizados a: (b) 850°C, (d) 900°C e (f) 1000°C. Essas amostras foram revenidas a 530°C durante 59 minutos.

Ao observar as fractografias das Figuras 5.8 a 5.10, observou-se que, com o aumento da temperatura de austenitização, ocorreu um aumento da porcentagem de fratura frágil intergranular. O aumento no teor de P exerce grande influência no aumento da porcentagem de fratura frágil intergranular. Essas análises fractográficas corroboram com os resultados obtidos em ensaios de tenacidade ao impacto.

Através das fractografias apresentadas na Figura 5.8, para a condição de revenimento a 470°C durante 70 minutos, pôde-se observar que o aço da Liga 4 (0,031% P) possui a predominância da fratura intergranular em todas as temperaturas de austenitização, enquanto o aço da Liga 2 (0,017% P) possui essa predominância de fratura intergranular apenas para a condição de austenitização de 1000°C. As temperaturas de austenitização de 850°C e 900°C, para o aço com 0,017% de P, causaram uma região de fratura mista (dúctil + intergranular), com maior predominância da parcela dúctil. Nota-se, também, que a quantidade de fratura intergranular aumenta conforme aumenta a temperatura de austenitização, o que pode explicar a queda no valor de tenacidade ao impacto conforme o aumento da temperatura de austenitização, para as duas Ligas (2 e 4) dos aços em questão (Tabela 5.5).

Já para a condição de 900°C, através da Figura 5.9, pôde-se observar a predominância da fratura intergranular para a amostra com 0,031% de P, fator esse que não é observado para a amostra com 0,017% de P, a qual possui uma região de fratura predominantemente dúctil com algumas parcelas de fratura intergranular. A tenacidade ao impacto entre essas duas amostras é bastante similar: 173,67 kJ/m² para a amostra com 0,017% de P e 168,05 kJ/m² para a amostra com 0,031% de P. A amostra com 0,025% de P, intermediária entre essas duas, também apresentou um valor bastante próximo: 184,71 kJ/m². Em contrapartida, a amostra com 0,012% de P apresentou um valor de energia absorvida por impacto bem superior, 266,88 kJ/m², o que confirma que a presença da fratura intergranular, mesmo em uma amostra com predominância dúctil, faz com que haja um

decréscimo considerável na tenacidade ao impacto. Neste caso, o decréscimo foi de aproximadamente 40%, levando em consideração as amostras com 0,012% de P (Liga 1).

Ainda em relação à Figura 5.9, pode-se afirmar que, na temperatura de austenitização de 1000°C, a amostra com 0,017% de P obteve uma região de fratura dúctil com uma parcela de fratura intergranular relativamente maior do que a da austenitizada a 900°C, fator evidenciado pela queda de tenacidade ao impacto de aproximadamente 13% em relação à última. Por outro lado, a amostra com 0,031% de P obteve uma região de fratura predominantemente intergranular, similar à do aço com 0,025% de P (Figura 5.9(f)). Para esta condição de austenitização, a amostra com 0,012% de P possuiu uma região de fratura dúctil com uma pequena parcela de fratura intergranular, que pode ser confirmada com o valor de tenacidade ao impacto de 211,44 kJ/m². Para se ter um efeito comparativo da ação do P para esta condição, nota-se que a condição com 0,031% de P possui um valor de 129,24 kJ/m², aproximadamente 52% menor do que o valor do aço com 0,012% de P.

Em suma, para as Figuras 5.8 e 5.9 pode-se observar que os valores de tenacidade ao impacto foram reduzidos conforme o aumento da temperatura de austenitização para praticamente todas as quatro condições de aços. Esse decréscimo no valor da tenacidade está relacionado com o aumento gradual no teor de P, que por sua vez está relacionado com a ocorrência da fratura intergranular, a qual foi mais intensa conforme se aumentava o valor da temperatura de austenitização, agravando, desta forma, a possível segregação do P para os contornos de grãos da austenita original, que pode ter ocorrido durante o processo de austenitização e/ou de têmpera.

A Figura 5.10 apresenta as regiões de fratura das amostras austenitizadas nas três diferentes condições e revenidas a 530°C durante 59 minutos. Pôde-se observar que os aços com 0,031% de P austenitizados a 850 e 900°C possuem regiões de fratura predominantemente intergranular, e o austenitizado a 1000°C, possui apenas fratura intergranular. Em contrapartida, os aços com 0,017% de P possuem regiões de fratura mistas, ou seja, uma predominância dúctil com presença significativa de regiões

intergranulares. Uma observação similar à das outras condições de revenimento é que o teor elevado de P está intimamente ligado à redução da tenacidade ao impacto e ao aumento ou até mesmo à presença da fratura frágil intergranular, conforme se aumenta a temperatura de austenitização. Para esta temperatura de revenimento (530°C), observou-se maiores valores de tenacidade ao impacto para a Liga (0,017%P) do que se esperava. Isso se deve ao fato dessa Liga ter obtido menores valores de dureza, pois, dessa forma, os valores de energia absorvida por impacto são maiores do que o que deveriam ser.

A Figura 5.11 apresenta as micrografias das superfícies de fratura para as amostras revenidas em 500°C durante 64 minutos, somente para as amostras de aço das Ligas 1 e 3.

Observando-se as fractografias, apresentadas na Figura 5.11, pode-se verificar que as amostras austenitizadas a 850°C apresentaram uma superfície de fratura de aspecto dúctil (presença de alvéolos) para a Liga 1 (0,012% de P) e com algumas regiões de fratura intergranular para o aço com 0,025% de P (Liga 3), sendo estas regiões responsáveis pela queda de tenacidade. Nesta temperatura de austenitização, o valor médio da tenacidade ao impacto foi aproximadamente 126% maior para o aço com 0,012% de P quando comparado com o valor médio obtido para o aço com 0,025% de P. Neste último, o aumento da temperatura de austenitização para têmpera propiciou um aumento gradativo na quantidade de fratura intergranular. Ainda que o aço com 0,012% de P tenha apresentado uma queda de tenacidade ao impacto com o aumento da temperatura de austenitização para têmpera, observou-se sempre uma predominância da fratura por coalescimento de microvazios. Nas fractografias referentes às amostras com 0,025% de P, notou-se a presença de uma fratura mista, ou seja, com parcelas de fratura dúctil misturadas com parcelas de fratura intergranular.

Em suma, essas análises fractográficas dão suporte aos resultados de tenacidade ao impacto e confirmam que os aços com alto teor de fósforo produziram menores valores de energia que os das amostras com baixo teor (Tabela 5.5), ou seja, a parcela de fratura intergranular encontrada nas amostras com maior índice de P está diretamente associada

com o decréscimo nos valores de tenacidade ao impacto das mesmas. Pode-se supor que esse fenômeno de fragilização se deva ao fato de a segregação do fósforo (para os aços com alto teor de P) ter ocorrido durante os respectivos tratamentos térmicos de austenitização e/ou revenimento. Essa segregação do fósforo agrava a fratura intergranular, como pôde ser visto nas amostras austenitizadas a essas temperaturas com alto teor de fósforo. Deve-se ressaltar também que as condições de revenimentos realizadas foram nas temperaturas de 470, 500 e 530°C. Essas temperaturas se encontram dentro daquela faixa de fragilização do revenido (FR), porém o resfriamento das lâminas ocorreu a uma temperatura bem abaixo daquelas citadas na faixa. Por ora, descarta-se esse tipo de fragilização nos aços presentes devido ao fato de o resfriamento ter ocorrido a uma temperatura bem baixa. Porém, a idéia de que a temperatura de revenimento possa vir a corroborar com a fragilização do aço SAE 5160 pode ser estudada em trabalhos futuros, e, por este motivo, não pode ser descartada.

Temperatura de
Revenido = 500°C

Figura 5.11 – Superfícies de fratura (região central de fratura) dos corpos-de-prova ensaiados por impacto. Aços com 0,012% de P (Liga 1), austenitizados a: (a) 850°C (c) 900°C e (e) 1000°C. Aços com 0,025% de P (Liga 3), austenitizados a: (b) 850°C, (d) 900°C e (f) 1000°C. Essas amostras foram revenidas a 500°C durante 64 minutos.

5.5 – Tenacidade à Fratura

Para a realização dos ensaios de tenacidade à fratura, foram utilizados as seguintes dimensões de corpos-de-prova, os quais foram utilizados para calcular os valores de K_Q segundo a Equação 3.9, para uma posterior verificação da validade do ensaio de K_{IC} (Equação 3.11), conforme descrita pela norma ASTM 1820 [ASTM 1820, 2006].

$$\begin{aligned} B &= 10,0 \text{ mm} & a &= 9,5 \\ W &= 20,0 \text{ mm} & f(a/W) &= 2,46 \\ S_d &= 80,0 \text{ mm} \end{aligned}$$

$$K_Q = \left(\frac{P_Q * S_d}{B * W^{1,5}} \right) * f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (3.9)$$

$$a, B, (W - a) \geq 2,5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_e} \right)^2 \quad (3.11)$$

Para o estudo da tenacidade à fratura deste aço, escolheram-se, previamente, duas ligas para tentar validar os valores de K_{IC} . O critério de escolha foi selecionar uma liga que estivesse em uma condição fragilizada, Liga 4 (0,031% P, austenitizada a 1000°C e revenida a 470°C), e outra liga que não estivesse fragilizada, Liga 2 (0,017% P, austenitizada a 850°C e revenida a 530°C). Caso essas duas condições fossem validadas, esse estudo se estenderia para todas as ligas em todas as condições testadas.

A Figura 5.12 apresenta o comportamento da Liga 2 (0,017% de P) austenitizado a 850°C e revenido a 530°C. Conforme observado na Seção 3.4.3.1.1, nota-se que a forma do gráfico obtido para a Liga 2 é do Tipo I (ver Figura 3.40), ou seja, o valor de P_Q é menor que o valor de $P_{m\acute{a}x}$. Dessa forma, faz-se necessária a utilização do procedimento da linha

secante OP_5 , na qual a inclinação $(P/\gamma)_5 = 0,95 \cdot (P/\gamma)_0$, e $(P/\gamma)_0$ é a inclinação da tangente AO da parte linear inicial do registro dos dados do ensaio [ASTM E-399, 2005].

Já na Figura 5.13, é apresentado o comportamento de um corpo-de-prova da Liga 4 (0,031% de P) austenitizado a 1000°C e revenido a 470°C. Pode-se dizer que a curva de registro carga-deslocamento obtida é do Tipo III (ver Figura 3.40), ou seja, somente com deformação elástica. Todas as amostras da Liga 4 apresentaram um comportamento bastante similar. Desta forma, pôde-se utilizar o valor de $P_{máx}$ como sendo igual ao valor de P_Q [ASTM E-399, 2005].

Figura 5.12 – Ensaio de tenacidade à fratura efetuado sobre um corpo-de-prova da Liga 2 (0,017% de P) austenitizado a 850°C e revenido a 530°C.

Figura 5.13 – Ensaio de tenacidade à fratura efetuado sobre um corpo-de-prova da Liga 4 (0,031% de P) austenitizado a 1000°C e revenido a 470°C.

A Tabela 5.6 apresenta os valores de carga máxima (P_Q) e sua tenacidade correspondente (referente à tenacidade na tensão máxima, K_Q) obtidos nos ensaios de tenacidade à fratura para as amostras da Liga 2 (0,017% de P) e Liga 4 (0,031% de P). Para a verificação da validação dos ensaios de tenacidade à fratura, utilizou-se a Equação 3.11. A última coluna da Tabela 5.6 apresenta os resultados de a , $(W - a)$ e B , os quais são parâmetros mínimos necessários para a validação do ensaio que determina os valores de K_{IC} .

Através dos resultados obtidos na Tabela 5.6, pode-se observar que os valores de $B = 10,0$ mm e $a = 9,5$ mm, utilizados no projeto dos corpos-de-prova, não foram suficientes para a validação dos ensaios de tenacidade à fratura para a amostra da Liga 2 (austenitizada a 850°C e revenida a 530°C), devido ao fato desses não obedecerem aos requisitos mínimos da Equação 3.11. No entanto, para a Liga 4 (austenitizada a 1000°C e revenida a 470°C), foi possível validar K_{IC} . Sendo assim, utilizou-se apenas os valores de K_Q para efeitos comparativos entre as tenacidades apenas dessas condições ensaiadas.

Tabela 5.6 – Propriedades de tração e valores de carga máxima (P_Q) e tenacidade (K_Q) correspondente obtidos nos ensaios de tenacidade à fratura para as amostras das Ligas 2 e 4. A última coluna refere-se aos parâmetros mínimos necessários para a validação dos ensaios de tenacidade à fratura.

Ligas	2 (0,017% P)	4 (0,031% P)
Temperatura de Austenitização [°C]	850	1000
Temperatura de Revenimento [°C]	530	470
Limite de Escoamento [MPa]	1262,3 ± 8,5	1430,3 ± 9,2
Limite de Resistência à Tração [MPa]	1327,3 ± 15,9	1547,0 ± 6,2
P_Q [kN]	14,2 ± 0,4	10,3 ± 0,3
K_Q [MPa$\sqrt{m}$]	98,8	71,7
(W-a),B,a [mm]	15,3	6,3

Comparando-se os valores de K_Q para cada condição ensaiada, nota-se que a tenacidade decresce com o aumento do teor de P, conforme mostra a Tabela 5.6.

As Figuras 5.14 e 5.15 apresentam as regiões de fratura das amostras ensaiadas em K_{IC} das Ligas 2 e 4, respectivamente. As regiões de fratura das amostras da Liga 2 foram do tipo dúctil, conforme apresentam as micrografias da Figura 5.14. Nota-se uma presença maciça de alvéolos durante toda a extensão da região de fratura, seja na região inicial, central, final ou lateral da superfície de fratura. Já na Figura 5.15, são apresentadas as regiões de fratura das amostras da Liga 4, a qual obteve fratura frágil do tipo intergranular. Com certeza, pode-se afirmar que tal fratura ocorreu devido ao alto teor de P dessa Liga, comparada com as demais. Conforme visto anteriormente, o P pode migrar para os

contornos de grãos austeníticos originais e, dessa forma, fragilizá-los. Tal migração ocorreu em alguma etapa do tratamento térmico, ainda não podendo afirmar se foi durante a austenitização, a têmpera ou o revenimento.

Os resultados de K_Q obtidos se relacionam verossimilmente com as análises fractográficas obtidas, ou seja, a Liga 2, que obteve maior valor de K_Q , possui região de fratura dúctil, ao passo que a Liga 4, que possui menor valor de K_Q , possui região de fratura frágil intergranular.

Figura 5.14 – Regiões de fratura de uma amostra da Liga 2 (0,017% de P) austenitizada a 850°C e revenida a 530°C: (a) região de propagação da trinca (2000x); (b) visão geral da região de fratura (16x); (c) região lateral de fratura (2000x); (d) região inicial de fratura (próxima da trinca) (2000x); (e) região central de fratura (2000x); (f) região final de fratura (2000x).

Figura 5.15 – Regiões de fratura de uma amostra da Liga 4 (0,031% de P) austenitizada a 1000°C e revenida a 470°C: (a) região de propagação da trinca (500x); (b) visão geral da região de fratura (16x); (c) região inicial de fratura (próxima da trinca) (500x); (d) região central de fratura (500x); (e) região final de fratura (500x).

5.6 – Ensaio de Fadiga

As Figuras 5.16 a 5.18 apresentam os resultados obtidos nos ensaios de fadiga para as temperaturas de austenitização de 850°C, 900°C e 1000°C, respectivamente. A falta de material não permitiu a realização de um número de ensaios considerados suficientes para uma melhor análise da vida em fadiga à temperatura de austenitização de 1000°C.

Figura 5.16 – Vida em fadiga das amostras austenitizadas a 850°C.

Figura 5.17 – Vida em fadiga das amostras austenitizadas a 900°C.

Figura 5.18 – Vida em fadiga das amostras austenitizadas a 1000°C.

Conforme pode ser observado, para uma mesma condição de tratamento térmico ocorreu um espalhamento nos valores de vida em fadiga medidos. Este espalhamento pode estar associado a concentradores de tensões na superfície da mola e/ou alterações locais de propriedades, pois deve se considerar que os corpos-de-prova foram obtidos diretamente a partir de barras processadas em escala industrial.

Entretanto, nota-se que independentemente das temperaturas de austenitização e de revenido, os valores de vida em fadiga não foram afetados pela fragilização causada por um maior teor de P. Isto não era inesperado, pois os tratamentos térmicos visavam produzir microestruturas capazes de conferir aos corpos-de-prova propriedades mecânicas similares, tais como o limite de resistência e dureza. Entretanto, outro pesquisador [Hyde, 1992] mostrou que a fragilização de aços temperados e revenidos pode levar a uma redução no limite e na resistência à fadiga devido ao fato de estar associada com a segregação de P e/ou formação de cementita nos contornos de grão da austenita original. Tem sido observado que em aços endurecidos superficialmente que são susceptíveis à fratura

intergranular, como no caso de aços cementados, a fadiga por flexão pode levar à nucleação de trincas de dois a quatro grãos de profundidade, que crescem estavelmente de forma elíptica até que o tamanho crítico de trinca seja atingido e a fratura final ocorre instantaneamente. Nestes casos, a nucleação está associada com a formação de cementita nos contornos de grão da austenita original, acarretando uma redução na vida em fadiga de nucleação [Hyde, 1994]. A Figura 5.19 ilustra este achado e sugere que uma pequena zona de fratura intergranular ocorre no início da trinca por fadiga já no primeiro ciclo de carregamento acima do limite de fadiga. Ao analisar dois aços cementados, cujo teor de carbono na superfície era de cerca de 1% (em peso) e os teores de P eram de 0,017 e 0,031 (% em peso), Hyde [Hyde, 1994] observou que tanto o limite de fadiga como a resistência a fadiga eram alterados, sendo que a fragilização afetou mais significativamente o limite de fadiga (ver Figura 5.20).

Figura 5.19 – Sítio de iniciação intergranular de uma superfície de fratura por fadiga de uma amostra de aço 4320 cementado [Hyde, 1994].

Figura 5.20 – Comparação da tensão máxima versus número de ciclos para aços com diferentes teores de P [Hyde, 1994].

O tratamento térmico de têmpera de aços de alta resistência para obter estruturas martensíticas duras, que é geralmente desejada para uma alta vida em fadiga e alto desempenho ao desgaste. Entretanto, este processo pode introduzir microtrincamento e/ou promover nucleação de trinca intergranularmente nos contornos de grão [Apple, 1973; Hyde, 1994; Wu, 1992]. Em um material fragilizado, normalmente a resistência do grão é mais fraca do que a sua interface e assim, a trinca nucleia transgranularmente. Entretanto, com o aumento da dureza, a resistência no interior do grão eventualmente torna-se maior do que a da interface (contorno), nucleando as trincas intergranularmente. Analogamente a este mecanismo, o trincamento intergranular por fadiga em aços martensíticos baixo-carbono, onde a ferrita proeutetóide precipita nos contornos de grãos da austenita anterior, enfraquecendo-os [Kunio, 1979]. No caso de aços de alta resistência cementados, a falha pode ocorrer intergranularmente, nos contornos de grão da austenita original, dependendo da severidade da fragilização [McGreevy, 1999].

Neste estudo, as lâminas foram submetidas a um nível de carregamento (como recomendado pelo fabricante) que, em média, acarretou vidas em fadiga entre 10^4 e 10^5

ciclos e sem que mostrasse a influência da fragilização na vida em fadiga. Neste caso, considera-se que, ainda que a fragilização estivesse presente, a quantidade e distribuição da cementita precipitada nos contornos de grãos da austenita anterior, não foi suficiente para influenciar a nucleação prematura da trinca nos contornos e, assim, a vida em nucleação permaneceu similar para os dois aços (Ligas 2 e 4).

Em componentes que são projetados para uma vida em fadiga de alta ciclagem observa-se que a vida é consumida quase que exclusivamente para a nucleação da trinca, ou seja, logo que a trinca é nucleada, o componente já se rompe e a sua funcionalidade é perdida. Nesta situação, conforme apresentado na Seção 3.4.4.3, os principais fatores que afetam a vida em fadiga são os parâmetros de resistência mecânica dos materiais, ou seja, quanto maior forem esses parâmetros, maior será a vida em fadiga. Assim, ainda que o P afete a tenacidade à fratura, o que poderia comprometer a vida em propagação, esta fragilização não afeta o desempenho em fadiga do componente, desde que sejam garantidas as condições de acabamento superficial, isto é, sem que haja concentradores de tensões.

6 – CONCLUSÃO

Os resultados deste trabalho demonstraram que os aços SAE 5160, utilizados para a fabricação de molas planas, podem fragilizar nas condições de fabricação, mesmo que o teor de P esteja no limite de composição química permitido.

Através dos resultados obtidos nos ensaios de impacto, pôde-se concluir que, com o aumento do teor de P, observou-se uma queda acentuada na tenacidade ao impacto do aço SAE 5160, quando a temperatura de austenitização para têmpera de 850°C (normalmente empregada na fabricação de molas). Observou-se também que, conforme se aumentou a temperatura de austenitização, para mesmos teores de P, houve uma redução na tenacidade ao impacto do aço. Em relação à temperatura de revenimento, observou-se um aumento na energia absorvida por impacto conforme se aumentava a temperatura de revenimento, independente da temperatura de austenitização e para mesmos teores de P. Dentre todas as condições estudadas, pôde-se concluir que a Liga 1 (0,012% de P) austenitizada a 850°C e revenida a 500°C foi a melhor alternativa encontrada para uma futura aplicação em escala industrial.

As análises fractográficas corroboram com os resultados obtidos de energia absorvida por impacto, ou seja, quanto maior o efeito nocivo do P, maior a incidência de fratura frágil intergranular, conforme se aumentava a temperatura de austenitização.

Ainda que não tenha sido possível validar os resultados de tenacidade à fratura para a Liga 2 (austenitizada a 850°C e revenida a 530°C), os valores de K_Q obtidos foram suficientes para comprovar uma perda de tenacidade de aproximadamente 30% de um material dito frágil (Liga 4 austenitizada a 1000°C e revenida a 470°C) em relação a um material dúctil (Liga 2 austenitizada a 850°C e revenida a 530°C).

Em relação aos ensaios de fadiga, nas condições realizadas, pôde-se concluir que a fragilização não afetou a vida em fadiga das lâminas do aço SAE 5160, independente dos teores de P e das temperaturas de austenitização e de revenimento.

Em suma, conforme mencionado anteriormente, o fósforo possui um efeito bastante nocivo ao aço SAE 5160. Recomenda-se a utilização de lâminas de aço-mola com o menor teor de fósforo possível para que se possa obter um produto inteiramente dúctil, ou seja, não-fragilizado.

7 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [Anderson, 1995] ANDERSON, D. R., "Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications". CRC Press, Texas A&M University, New York, 2.ed, 1995.
- [Apple, 1973] APPLE, C. A., KRAUSS, G., "Microcracking and Fatigue in a Carburized Steel". Metallurgical Transactions A, Vol.4, p.1195-1200, 1973.
- [ASTM E-1823, 1996] Norma ASTM E-1823. "Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing". Annual Book of ASTM Standards, 1996.
- [Askland, 1989] ASKLAND, D. R., "The Science and Engineering of Materials". PWS Publishing Company, University of Missouri-Rolla, 3.ed, 1989.
- [ASM Handbook, 1996] ASM International Handbook Committee. "Fatigue and Fracture". ASM Handbook. Vol. 19, p.104-105, 1996.
- [ASM Handbook, 2002] ASM International Handbook Committee. "Failure Analysis and Prevention". ASM Handbook. Vol. 11, p.691-692, 2002.
- [ASTM E-23, 2004] Norma ASTM E-23-04. "Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials". ASTM International, December, 2004.
- [ASTM E-399, 2005] Norma ASTM E-390-05. "Standard Test Methods for Plane Strain Fracture Toughness of Metallic Materials". ASTM International, April, 2005.

[ASTM E-1382, 2004] Norma ASTM E-1382-97. "Standard Test Methods for Determining Average Grain Size Using Semiautomatic and Automatic Image Analysis". ASTM International, 2004.

[ASTM E-1820, 2006] Norma ASTM E-1820-06. "Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness". ASTM International. 2006.

[Backfish, 1977] BACKFISH, W., SCHWABLE, K. H., "Fracture". ICF4. Univ. of Waterloo Press, Waterloo, CAN, Vol.2, p.73, 1977, *in* ZIA-EBRAHIMI, F., KRAUSS, G. "Mechanisms of Tempered Martensite Embrittlement in Medium-Carbon Steels". Acta Metallurgical, EUA, V.32, p.1767-1777, 1984.

[Banerji, 1978] BANERJI, S. K., MCMAHON Jr, C. J., FENG, H. C., "Intergranular Fracture in 4340-Type Steels: Effects of Impurities and Hydrogen". Metallurgical Transactions A, EUA, V.9A, p.237-247, 1978.

[Bannantine, 1990] BANNANTINE, J. A., COMER, J. J., HANDROCK, J. L., "Fundamentals of Metal Fatigue Analysis". Prentice Hall Englewood Cliffs, New Jersey, 1990.

[Bodnar, 1989] BODNAR, R. L., OHHASHI, T., JAFFEE, R. I. "Effects of Mn, Si, and Purity on the Design of 3.5NiCrMoV, 1CrMoV, and 2.25Cr-1Mo Bainitic Alloy Steels". Metallurgical and Materials Transactions A, EUA, V.20A, p.1445 – 1460, 1989.

[Broek, 1984] BROEK, D., "Elementary Engineering Fracture Mechanics". Martinus Nijhoff Publishers, 3.ed., 1984.

[Broughton, 1983] BROUGHTON, W. R., PATERSON, P. J. K., POLLOCK, W. J., "Effect of Heat Treatment on Grain-Boundary Chemistry and Susceptibility to Embrittlement in two

Low Alloy Steels". *Applications of Surface Science*, North-Holland Publishing Company, Vol.15, p.120-128, 1983.

[Callister, 2002] CALLISTER Jr., W. D., "Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução". Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., Rio de Janeiro/RJ, 5.ed.,2002.

[Carr, 1953] CARR, F. L., GOLDMAN, M., JAFFEE, L. D., BUFFUM, D. C., "Isothermal Temper Embrittlement of SAE 3140 Steel", *Trans. TMS-AIME*, Vol.197, p.998, 1953 *in* KRAUSS, G. "Steels: Heat treatment and processing principles". *Materials Park: ASM*, p.236, 1995.

[Cetlin, 1979] CETLIN, P. R., SILVA, P. S. P., "Análise de fraturas", 2.ed., p.5-63, 1979.

[Chiaverini, 1985] CHIAVERINI, V. "Tratamentos Térmicos das Ligas Ferrosas". Associação Brasileira dos Metais, São Paulo, 1985.

[Collins, 1993] COLLINS, S. R., MICHAL, G. M., *Metallurgical Transactions A*, Vol. A24, p.2701, 1993 *in* LEE, C. S., LEE, K. A., LI, D. M., YOO, S. J., NAM, W. J., "Microstructural Influence on Fatigue Properties of a High-strength Spring Steel". *Materials Science and Engineering*. Vol. A241, p.30–37, 1998.

[Colpaert, 1974] COLPAERT, H. "Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns". Editora Edgard Blücher, São Paulo, 3.ed., 1974.

[Darwish, 1991] DARWISH, F. A., PEREIRA, L. C., GATTS, C., GRAÇA, M. L., "On the tempered martensite embrittlement in AISI 4140 low alloy steel". *Materials Science and Engineering A*, EUA, V.A132, p.L5-L9, 1991

- [Dowling, 1993] DOWLING, N. E., "Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture and Fatigue". Prentice-Hall International Editions. Englewood Cliffs, New Jersey, EUA, p.339-361, 1993.
- [Erhart, 1981] ERHART, H., GRABKE, H. J., "Equilibrium segregation of P at grain boundaries of Fe-P, Fe-C-P, and Fe-Cr-C-P alloys". Met. Sci., N.15, Vol.200, p.1055-1059, 1971, *in* USTINOVSHCHIKOV, Y. I., "Possibility of elimination of intergranular embrittlement in steels containing phosphorus", Metal Science and Heat Treatment, Vol.27, N.10, p.719, 1986.
- [Essmann, 1981] ESSMANN, U., GOESELE, U., MUGHRABI, H., Phil, Mag., Vol.44, p.405, 1981 *in* ASM International Handbook Committee. "Fatigue and Fracture". ASM Handbook. Vol. 19, p.105, 1996.
- [Figueiredo, 2004] FIGUEIREDO, K. M., "Aplicação de Ensaio de Impacto Charpy Instrumentado no Estudo de Tenacidade à Fratura Dinâmica nas Soldas a Arco Submerso em Aços para Caldeiras". Tese de Doutorado, EESC-USP, São Carlos/SP, 2004.
- [Forrest, 1962] FORREST, P. G., "Fatigue of Metals". Pergamon Press, Oxford, 1962.
- [Forsyth, 1975] FORSYTH, P. J. E., "The Physical Based of Metals". American Elsevier Publishing Co., New York, 1975.
- [Ghosh, 1994] GHOSH, A., BHADURI, A., RAY, K. K., "Characterization of Tempered Martensite Embrittlement Using Hardness Measurement". Materials Characterization, Vol.33, p.321-327, 1994.

- [Glikman, 1971] GLIKMAN, E. E., BRUVER, R. N., SARYCHEV, K. Y., "The influence of carbon on intergranular internal adsorption and intergranular cohesion in iron-phosphorus alloys". Dokl. Akad. Nauk SSSR, N.9, Vol.15, p.401-408, 1981 *in* USTINOVSHCHIKOV, Y. I., "Possibility of elimination of intergranular embrittlement in steels containing phosphorus.", Metal Science and Heat Treatment, Vol.27, N.10, p.719, 1986.
- [Görrissen, 1949] GÖRRISSEN, J., "Some Notes on Brittleness of Mild Steel", Journal of the Iron and Steel Institute, 1949 *in* SZCZEPÁNSKI, M., "The Brittleness of Steel", John Wiley & Sons Inc., p.100, 1963.
- [Grange, 1977] GRANGE, R. A., HIBRAL, C. R., PORTER, L. F., "Hardness of Tempered Martensite in Carbon and Low-Alloy Steels", Metallurgical Transactions A, Vol. 8A, p. 1775–1787, 1997.
- [Greaves, 1925] GREAVES, R. H., JONES, J. A., "Temper Brittleness of Steel; Susceptibility to Temper Brittleness in Relation to Chemical Composition". Journal of the Iron and Steel Institute, 1925 *in* SZCZEPÁNSKI, M., "The Brittleness of Steel", John Wiley & Sons Inc., p.283, 1963.
- [Guttmann, 1976] GUTTMANN, M., "The Link between Equilibrium Segregation and Precipitation in Ternary Solutions Exhibiting Temper Embrittlement", Met. Science, Vol. 10, p.337-341, 1976.
- [Guttmann, 1982] GUTTMANN, M., DUMOULIN, P., WAYMAN, M., "The Thermodynamics of Interactive Co-segregation of Phosphorus and Alloying Elements in Iron and Temper-Brittle Steels", Met. Transactions A, Vol.13A, p.1693-1711, 1982.

[Hyde, 1994] HYDE, R. S., KRAUSS, G., MATLOCK, D. K., *Metallurgical Materials Transactions A*, 1994, Vol.25, p.1229-1240.

[Hyde, 1998] HYDE, R. S., KRAUSS, G., MATLOCK, D. K., *40th MWSP Conf. Proc., ISS, Warrendale, PA*, p.921-928, 1998 **in** REGULY, A., STROHAECKER, T. R., KRAUSS, G., MATLOCK, D. K., "Quench Embrittlement of Hardened 5160 Steel as a Function of Austenitizing Temperature". *Metallurgical and Materials Transactions A*, EUA, V.35A, p.153, 2002.

[James, 1994] JAMES, B. A., "Interactive Effects of Phosphorus and Tin on Carbide Evolution and Fatigue and Fracture Properties in 5160 Steel". Ph.D. Thesis, Colorado School Of Mines, July, 1994 **in** REGULY, A., STROHAECKER, T. R., KRAUSS, G., MATLOCK, D. K., "Quench Embrittlement of Hardened 5160 Steel as a Function of Austenitizing Temperature". *Metallurgical and Materials Transactions A*, EUA, V.35A, p.153, 2002.

[James, 1997] JAMES, B. A., MATLOCK, D. K., KRAUSS, G., "Interactive Effects of phosphorus and Tin on Carbide Evolution and Fatigue Properties of 5160 Steel", *38th MWSP Conf. Proc., ISS, Warrendale, PA*, Vol.XXXIV, p.579-590, 1997.

[Krauss, 1978] KRAUSS, G., "The Microstructure and Fracture of Carburized Steel", *Metallurgical Transactions A*, V.9A, p.1527-1535, 1978.

[Krauss, 1995a] KRAUSS, G., "Heat Treated Martensitic Steels:Microstructural Systems for Advanced Manufacture", *ISIJ International*, Vol. 35, p.349-359, 1995.

- [Krauss, 1995b] KRAUSS, G., "Steels: Heat treatment and processing principles". *Materials Park: ASM*, 1995.
- [Krauss, 2001] KRAUSS, G., "Deformation and Fracture in Martensitic Carbon Steels Tempered at Low Temperatures.", *Metallurgical and Materials Transactions B*, Vol. 32B, p. 205–221, 2001.
- [Kunio, 1979] KUNIO, T., SHIMIZU, M., YAMADA, K., ENOMOTO, M., KAWADA, Y., "The Role of Prior Austenite Grains in Fatigue Crack Initiation and Propagation in Low Carbon Martensite". *Fatigue Engineering Materials Structural*, Vol.2, p.237-249, 1979.
- [Lee, 1998] LEE, C. S., LEE, K. A., LI, D. M., YOO, S. J., NAM, W. J., "Microstructural Influence on Fatigue Properties of a High-strength Spring Steel". *Materials Science and Engineering*. Vol. A241, p.30–37, 1998.
- [Lorig, 1953] LORIG, C. H., "Influence of Metalurgical Factors", *Behavior of Metals at Low Temperatures*. Cleveland: American Society for Metals, p.71-105, 1953 *in* SZCZEPÁNSKI, M., "The Brittleness of Steel", *John Wiley & Sons Inc.*, p.99, 1963.
- [Lui, 1975] LUI, M. W., MAY, I. L., "Grain Boundaries in Engineering Materials.", *Claitors Publishing Division, Baton Rouge, LA*, p.397-408, 1975 *in* KRAUSS, G., "Deformation and Fracture in Martensitic Carbon Steels Tempered at Low Temperatures.", *Metallurgical and Materials Transactions B*, Vol. 32B, p.217, 2001.
- [Materkowski, 1979] MATERKOWSKI, J. P., KRAUSS, G., "Tempered Martensite Embrittlement in SAE 4340 Steel", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 10, p.1643, 1979.
- [Matlock, 1995] MATLOCK, D. K., KRAUSS, G., "Quench Embrittlement in Martensitic Steels", *The 117th Meeting of JIM*, Honolulu, 1995.

- [McGreevy, 1999] MCGREEVY, T. E., SOCIE, D. F., "Competing Roles of Microstructure and Flaw Size", *Fatigue Fracture Engineering Materials Structural*, Vol.22, p.495-508, 1999.
- [McMahon Jr, 1976] MCMAHON Jr, C. J., FURUBAYASHI, E., OHTANI, H., FENG, H. C., "A study of Grain Boundaries During Temper Embrittlement of a Low Carbon Ni-Cr Steel Doped with Antimony", *Acta Met.*, Vol. 24, p.695-704, 1976 *in* KRAUSS, G. "Steels: Heat treatment and processing principles". *Materials Park: ASM*, p.236, 1995.
- [McMahon Jr, 1984] MCMAHON Jr, C. J. "Grain Boundary in Engineering Materials" *Claitors: New York*, p.525, 1974.
- [Melander, 1993] MELANDER, A., LARSSON, M., "The Effect of Stress Amplitude on the Cause of Fatigue Crack Initiation in a Spring Steel", *International Journal of Fatigue* 2, p.119, 1993.
- [Mughrabi, 1983] MUGHRABI, H., WANG, R., DIFFERT, K., ESSMANN, U., *American Society for Testing and Materials*, STP 811, p.5, 1983 *in* *ASM International Handbook Committee. "Fatigue and Fracture". ASM Handbook. Vol. 19, p.105, 1996.*
- [Pietikäinen, 1999] PIETIKÄINEN, J. "Considerations about Tempered Martensite Embrittlement". *Materials Science and Engineering A*, Vol. 273-275, p. 466-470, 1999.
- [Reed-Hill, 1994] REED-HILL, R. E., ABBASCHIAN, R., "Physical Metallurgy principles", *PWS Publishing Company, Boston*, 3.ed., 1994.

- [Reguly, 1999] REGULY, A., "Fragilidade à Têmpera em Aços SAE 5160". Tese de Doutorado, UFRGS, Porto Alegre/RS, Brasil, 1999.
- [Reguly, 2004] REGULY, A., STROHAECKER, T. R., KRAUSS, G., MATLOCK, D. K., "Quench Embrittlement of Hardened 5160 Steel as a Function of Austenitizing Temperature". *Metallurgical and Materials Transactions A*, EUA, V.35A, p.153-162, 2004.
- [Rinebolt, 1951] RINEBOLT, J. A., HARRIS, W. J., "Effect of Alloying Elements on Notch Toughness of Pearlitic Steels", *Transactions of the American Society for Metals*, Vol.43, p.1175, 1951 *in* SZCZEPÁNSKI, M., "The Brittleness of Steel", *John Wiley & Sons Inc.*, p.98, 1963.
- [Szczepanski, 1963] SZCZEPÁNSKI, M., "The Brittleness of Steel", *John Wiley & Sons Inc.*, 1963.
- [Shackelford, 2000] SHACKELFORD, J. F., "Introduction to Materials Science for Engineers". *Upper Saddle River: Prentice Hall, 5.ed, 2000*.
- [Shin, 1999] SHIN, J. C., LEE, S., RYU, J. H., "Correlation of Microstructure and fatigue Properties of two High-strength Spring Steels". *International Journal of Fatigue*, Vol. 21, p.571-579, 1999.
- [Smith, 1991] SMITH, Y. E., GUPTA, B. K., KOPIETZ, K. H., LAZAREV, I., LEEPER, W. A., MILANO, N. P., MESZAROS, A., MUELLER, E. R., "Quenching of Steel". *ASM Handbook: Heat Treating (prepared by the ASM Committee on Quenching of Steel)*, EUA, V.4, p.3-69, 1991.

- [Straub, 1965] STRAUB, J. C., "Shot-Peening in Metals, Engineering Design", 2.ed., 1965 in O. J. Horger, McGraw-Hill, New York, p.258, 1965.
- [Spim Jr, 2007] SPIM JÚNIOR, J. A., "Tratamentos Térmicos e Termoquímicos", Programa de Educação Continuada, Cursos ABM, São Paulo/SP, Maio, 2007.
- [Toti, 2004] TOTI, F. A., "Tenacidade à Fratura Dinâmica em uma Liga de Alumínio de Alta Resistência AMS 7475 T7351". Dissertação de Mestrado, EESC-USP, 2004.
- [Tseng, 1983] TSENG, M. K., LEE, D. Y., MARCUS, H. L., "The Behavior of Temper Embrittlement in a Secondary-hardening 4.2wt.%Mo-0.4wt.%C-0.06wt.%P Steel". *Materials Science and Engineering*, Vol. 60, p.73-77, 1983.
- [Ustinovshchikov, 1983] USTINOVSHCHIKOV, Y. I., "On temper embrittlement of steels.", *Acta Metallurgical*, Vol.31, N.3, p. 355-364, 1983.
- [Ustinovshchikov, 1986] USTINOVSHCHIKOV, Y. I., "Possibility of elimination of intergranular embrittlement in steels containing phosphorus.", *Metal Science and Heat Treatment*, Vol.27, N.10, p. 717-722, 1986.
- [Vatavuk, 2000] VATAVUK, J., BÔRRO JR, A., CAMPOS, C. S., MONTEIRO, W. A., PALA, P., "Estudo do Efeito da Temperatura de Austenitização no Fenômeno de Fragilização por Revenido de um Aço AISI 5160". *Revista Mackenzie de Engenharia e Computação*, Ano 1, n.1, p.127-138, 2000.

- [Ventura, 2006] VENTURA, J. M., BOSE FILHO, W. W., "Desenvolvimento de Aços para Conformação a Frio de Elemento de Fixação do Feixe de Molas". Dissertação de Mestrado, EESC-USP, São Carlos/SP, 2006.
- [Vernia, 1991] VERNIA, P., BALAI, J. W., SCHMATZ, D. J., "Tempering of Steel". *ASM Handbook: Heat treating (prepared by ASM Comittee on Tempering of Steel)*, p.70-84, 1991.
- [Weng, 1987] WENG, Y., MCMAHON JR, C. J., "Interaction of phosphorus, carbon, manganese, and chromium in intergranular embrittlement of iron". *Materials Science and Technology*, EUA, V.3, p.207 – 216, 1987.
- [Wu, 1992] WU, R., FREEMAN, A. J., OLSON, G. B., "On the Electronic Basis of the Phosphorus Intergranular Embrittlement of Iron". *Journal of Materials Resistance*, Vol.7, N.9, September, p.2403-2411, 1992.
- [Zia-Ebrahimi, 1983] ZIA-EBRAHIMI, F., KRAUSS, G. *Metals Transactions A*, V. 14, p.1109, 1983 *in* ZIA-EBRAHIMI, F., KRAUSS, G. "Mechanisms of Tempered Martensite Embrittlement in Medium-Carbon Steels". *Acta Metallurgical*, EUA, V.32, p.1767-1777, 1984.
- [Zia-Ebrahimi, 1984] ZIA-EBRAHIMI, F., KRAUSS, G. "Mechanisms of Tempered Martensite Embrittlement in Medium-Carbon Steels". *Acta Metallurgical*, EUA, V. 32, p. 1767-1777, 1984.

CRONOGRAMA DE ATIVIDADES

O cronograma a seguir apresenta as atividades inicialmente propostas para o presente trabalho.

	2005		2006		2007
	Primeiro semestre	Segundo semestre	Primeiro semestre	Segundo semestre	Primeiro semestre
Cumprimentos dos créditos	X	X			
Pesquisa Bibliográfica	X	X	X	X	
Tratamento térmico das lâminas		X	X		
Ensaaios Mecânicos		X	X	X	X
Análises Microscópicas			X	X	X
Simulação e Análise dos Resultados			X	X	X
Redação final da dissertação				X	X