EDISON MARCELO SERBINO

Estudo dos mecanismos de fadiga e análise de desempenho em mola
para válvula automotiva em regime de alto e ultra-alto ciclo

Tese apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo para obtenção
do título de Doutor em Engenharia
Metalúrgica e de Materiais

Área de concentração:
Departamento de Metalurgia e Materiais

Orientador:
Prof. Dr. André Paulo Tschiptschin

São Paulo
2012

Este exemplar foi revisado e alterado em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.

São Paulo, 02 de abril de 2012.

Assinatura do autor _____

Assinatura do orientador _____

Ficha Catalográfica

Serbino, Edison Marcelo

Estudo dos mecanismos de fadiga e análise de desempenho em mola para válvula automotiva em regime de alto e ultra-alto ciclo / E.M. Serbino. -- ed. rev. -- São Paulo, 2012.

140 p.

Tese (Doutorado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1. Fadiga dos materiais I. Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II. t.

Em memória à minha mãe Da. Idelvita, cuja bondade e alegria de viver sempre iluminaram as pessoas que a conheceram.

À Meg, minha adorada esposa, cuja amizade, aconselhamentos na área dos materiais e beleza inspiradora foram o esteio deste trabalho.

À minha filha Brisa, cujo caráter e companheirismo trouxeram a recompensa de ser pai.

AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador Prof. Dr. André Paulo Tschiptschin, por sempre mostrar o caminho de modo direto e claro, facilitando meu percurso. Muito obrigado também pela compreensão nos momentos difíceis e imprevistos durante este trabalho.

Aos meus amigos Prof. Dr. Jan Vatauvuk e Prof. Dr. Marco Colosio, cuja afinidade me faz sentir parte de uma equipe com um raro e verdadeiro conteúdo técnico.

Ao Prof. Dr. Helio Goldenstein, pelos primeiros ensinamentos sobre técnica de pesquisa acadêmica, que ainda ecoam em minha mente.

À Volkswagen do Brasil, nas pessoas de meus gestores M.E. Marcos Henrique Silveira e Cesar Filipini, cujo apoio e incentivo viabilizaram este trabalho.

À Mubea do Brasil e Alemanha, através de seus representantes José Carlos D'Andrea, Michaem Dücker Thorsten, Hufnagel, Thomas Grabellus e José Moreira, que forneceram os principais materiais e equipamentos para suporte desta pesquisa, além de muita paciência.

À Usiminas, na pessoa do Dr. Nicolau Apoen Castro, cuja solidariedade auxiliou a pesquisa em um momento crítico, colocando a “cereja no bolo”.

À Scania Latin America, na pessoa de meu amigo Nelson Custódio, por compartilhar a mesma empolgação, sem mencionar o precioso auxílio sempre em momentos difíceis.

À ThyssenKrupp Bilstein do Brasil, pelo prestativo desafio metalográfico de seus colaboradores Amanda, Adriano e o emblemático Sr. Nickol.

À RNA - Rassini NHK Automotive do Brasil, na pessoa de meu aluno e colega de profissão, João Gilberto Lúcio, cuja assistência técnica foi marcada pela rapidez e presteza no retorno às dúvidas na área de tratamento térmico.

Aos meus colegas de trabalho e time do metálico em ordem alfabética, Athos, Dudu, Erika, Gabi, Jeff, Julio, Kris, Luiz, Paulinho, Sato, Valdir pela discussão técnica, sempre calorosa e, às vezes agradavelmente agressiva. Também aos estatísticos de plantão Rafa e Daniel.

Tudo o que somos é resultado do que pensamos...

(Siddharta Gautama, século VI A.C)

RESUMO

Este trabalho apresenta um estudo dos mecanismos de fadiga em mola para válvula automotiva, realizado através da análise do comportamento mecânico correlacionado ao aspecto microestrutural. As amostras foram fabricadas em aço de alta resistência Si-Cr, submetidas a tratamentos térmicos convencionais (têmpera e revenimento) e não convencionais (austêmpera), obtendo um mesmo nível de dureza (aproximadamente 610 HV). Os corpos de prova foram submetidos a ensaios de bancada com diversos níveis de carregamentos, controlados através de variação da amplitude de tensão cisalhante. Esta variação promoveu diferentes regimes de fadiga, conhecidos como alto e ultra-alto ciclo, para maiores e menores níveis de amplitudes de tensões, respectivamente. O desempenho foi medido através do cálculo da vida total em fadiga, probabilidade de sobrevivência, além da verificação do relaxamento da força elástica e da tensão residual. As amostras foram caracterizadas através de métodos metalográficos, determinação da composição química, ensaios de dureza e resistência à tração, além de técnicas difratométricas de raios-X. As superfícies de fratura foram investigadas utilizando técnicas de microscopia eletrônica de varredura. Os mecanismos de início e propagação das trincas, de ambas as amostras, foram semelhantes, apesar do tratamento térmico proposto de austêmpera produzir uma microestrutura mista, com predominância de bainita inferior, contendo regiões esparsas de austenita retida. A microestrutura bainítica, resultante da austêmpera, quando comparada com as amostras martensíticas, geradas pela têmpera e revenimento, propiciou um aumento da vida total em fadiga nos maiores níveis de amplitudes das tensões, tendendo à equalização com a diminuição desta amplitude, além de apresentarem um maior relaxamento elástico, gerando uma discreta diminuição de magnitude da tensão média. Por outro lado, não houve relaxamento das tensões residuais, em ambas as amostras, após uma quantidade significativa de ciclos, portanto este fenômeno não influenciou em sua vida total.

Palavras-Chave: Mola válvula. Fadiga. Austêmpera. Aço de alta resistência.

ABSTRACT

This paper presents a study on the valve spring fatigue mechanisms, carried out through analysis of mechanical behavior correlated to microstructural aspect. The samples were made of high strength steel Si-Cr, obtained by conventional (quenching and tempering) and unconventional (austempering) heat treatments, generating a single level of hardness (approximately 610 HV). The samples were subjected to bench test with various loading levels, controlled through shear stress amplitude fluctuation. This variation has promoted distinct fatigue regimes known as high and ultra-high cycle, for greater and smaller levels of stress amplitudes, respectively. The performance was measured by calculating the fatigue total life, survival probability, verification of the elastic force and residual stress relaxation. The samples were characterized by means of metallographic methods, chemical composition analysis, hardness/tensile strength testing and X-ray diffractometry techniques. The fracture surfaces were investigated using scanning electron microscopy techniques. The cracks initiation and propagation mechanisms were similar in both samples; despite the proposed austempering heat treatment produced a mixed microstructure with predominance of lower bainite, containing sparse regions of retained austenite. The bainitic microstructure, resulting of austempering, when compared with martensitic samples, generated by quenching and tempering, led to an increase in fatigue total life under higher levels of stress amplitudes, but tending to be the same as the stress amplitude decreases and the number of cycles increases. On the other hand, there was no residual stresses relaxation in both samples, after a significant amount of cycles, so this phenomenon did not influence the total life.

Key-words: Valve spring. Fatigue. Austempering. High strength steel.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Fotografia clássica, realizada em 1903, originalmente ampliada em 1000 vezes, mostrando evolução dos danos por fadiga na superfície do material ^[4]	10
Figura 2 - <i>SS Schenectady</i> trincado ao meio, durante ancoragem no porto, em 1944, apresentando fratura frágil ^[4]	14
Figura 3 - Imagem mostrando a magnitude de tensões, através de técnica de termo elasticidade ^[10] e respectivo esquema indicando plastificação pontual na ponta da trinca.	15
Figura 4 - Esquema ilustrativo, alterado dos respectivos originais, mostrando início da formação de trincas em carregamento dinâmico, através da formação de <i>PSB (Persistent Slip Bands)</i> ^[2] e um modelo teórico de movimentação de discordâncias ^[26]	20
Figura 5 - Simulação da rugosidade, mostrando deformação da malha após 65 000 ciclos em um cristal de Cobre ^[27]	20
Figura 6 - Simulação atomística de nucleação da discordância em contorno de macla (1..4) a partir de uma superfície livre ^[28]	21
Figura 7 - Esquema de um grão submetido a carregamento cíclico paralelo à superfície livre e respectivo resultado das tensões principais σ_i , normalizadas pela máxima tensão aplicada σ_{max} , porém com a superfície livre invertida para o lado de cima da figura, modificada a partir de Brickmann, Giessen ^[30]	22
Figura 8 - Estágios iniciais (I e II) do início de trincas em um processo de fadiga, modificada a partir de Ashby; Jones ^[31]	24
Figura 9 - Marcas de estrias devido ao carregamento com amplitude variável, em chapa de alumínio AA 2024-T3. Modificada a partir de ASM HANDBOOK ^[32]	25
Figura 10 - Esquema de propagação de uma trinca em um processo de fadiga, através de esforços cíclicos trativos e formação de “lábios de cisalhamento” (<i>shear lips</i>), modificada a partir de do ASM HANDBOOK ^[32]	26
Figura 11 - Desenho mostrando distintos mecanismos de fechamento da trinca, modificada a partir de Suresh et al ^[37]	27
Figura 12 - Seção de motor exposta no Zentrallabor VW AG em Wolfsburg, com vista interna dos componentes na câmara de combustão e desenho esquemático do trem-de-mola válvula.....	31
Figura 13 - Esquema mostrando deformação plástica na região de impacto de esferas com respectiva formação de tensões residuais compressivas opostas à tensão trativa geradora de trincas.	33
Figura 14 - Classificação dos campos de tensões residuais (I, II e III) de acordo com a escala de observação ^[49]	34
Figura 15 - Difração dos Raios-X pelo arranjo cristalino e respectivo esquema mostrando os planos de difração paralela à superfície, com as tensões principais na superfície da amostra.....	34
Figura 16 - Cálculo de tensões axiais. Próximo à região na frente da trinca parcialmente fechada (figura esquerda) e totalmente aberta (figura direita) ^[50]	36
Figura 17 - Redução da tensão residual compressiva durante um carregamento cíclico, realizado com variantes de <i>shot peening</i> , modificada a partir de Schulze ^[54]	37

- Figura 18** - Comparação das características de diferentes técnicas para análise da fração de volume da austenita retida ^[57]. 38
- Figura 19** - Imagem obtida em MEV mostrando defeito localizado na superfície (*bottom faults*) na fratura de uma mola válvula (DIN 54SiCr6) temperada e revenida. 41
- Figura 20** - Imagem obtida em MEV mostrando marcas de praia na superfície de fratura em uma mola válvula (DIN 54SiCr6 temperada e revenida) falhada após 560 horas, testada em dinamômetro de bancada, iniciada em uma região aparentemente “sem defeitos”. 42
- Figura 21** - Imagem obtida em MEV, da superfície de fratura de uma mola de suspensão (DIN 54SiCr6 temperada e revenida) falhada após $2,6 \times 10^5$ ciclos, testada em bancada, mostrando o início da trinca em uma inclusão não metálica. 42
- Figura 22** - Imagem mostrando a nucleação e crescimento de hidretos e consequente geração de discordâncias em α -Ti, modificada a partir de Sofronis et al ^[67]. 45
- Figura 23** - Típico gráfico *S-N* para aços de alta resistência evidenciando região de fraturas ocorridas na superfície e em inclusões, modificado a partir de Chapetti et al ^[68]. 46
- Figura 24** - Superfície de fratura, contendo regiões com e sem hidrogênio e seus respectivos modos de fratura IG (intergranular), TG (transgranular), QC (quasi clivagem), MV (microcavidades) ^[70]. 47
- Figura 25** - Micrografia ótica, mostrando inclusão próxima ao início da fratura ($N_f=10^8$ ciclos), em aço de alta resistência e respectiva Ilustração esquemática da propagação da trinca por fadiga, inicialmente assistida por hidrogênio, modificada a partir de Murakami et al ^{[71],[72]}. 48
- Figura 26** - Imagem de bainita superior parcialmente transformada, em aço médio carbono microligado. (a) Microscopia ótica; (b) e (c) contraste da austenita retida em campo escuro; (d) montagem mostrando a estrutura do feixe ^[76]. 54
- Figura 27** - Aspectos microestruturais para descrição de uma microestrutura bainítica. Nota-se o crescimento de feixes através da nucleação de subunidades, bem como a precipitação de carbonetos, mostrando a alteração da fração de volume em função do tempo e da temperatura, modificado a partir de Bhadeshia ^[76]. 54
- Figura 28** - Ilustração das diversas morfologias da bainita. (a) Nodular, (b) Colunar, (c) Feixe de ripas de bainita superior, (d) Inferior, (e) Alotriomorfa e (f) Inversa. Modificado a partir de Reynolds et al ^[82]. 56
- Figura 29** - Aço ao Cr apresentando (a) bainita inferior obtida por transformação isotérmica em 10 min., mostrando partículas de cementita no interior das plaquetas, mas não entre as plaquetas; (b) imagem correlata à (a) obtida por campo escuro, mostrando filmes de austenita entre as plaquetas de ferrita bainítica; (c) a mesma amostra após prolongamento do tempo para 30 min., na temperatura de transformação isotérmica, causando a precipitação de carbonetos entre as plaquetas de ferrita e (d) com precipitação de carbonetos em orientações múltiplas, típica de martensita revenida. Modificado a partir de Bhadeshia ^[76]. 57
- Figura 30** - Mapa morfológico, das regiões de predominância das diversas formas da bainita. Modificado a partir de Spanos et al ^[83]. 58
- Figura 31** - Imagem obtida em MEV, mostrando a região do início de uma trinca por fadiga em uma mola helicoidal para suspensão (DIN 54SiCr6 temperado e revenido), submetido a carregamentos cíclicos com amplitude de 800 MPa, após 4×10^5 ciclos. 59
- Figura 32** - Bancada de testes, para carregamentos cíclicos, ensaiando 160 molas ao mesmo tempo. 59
- Figura 33** - Imagem em MEV na região do início da trinca em molas Si-Cr, ensaiadas conforme mostrado na figura anterior, apresentando fratura após $1,2 \times 10^8$ ciclos. 60

Figura 34 - Possíveis variações nas curvas S-N. Curva 1 = tensão cíclica constante. Curva 2 = Testes com alta taxa de deformação. Curva 3 = Inserção de processos de deformação dependentes do tempo. Curva 4 = Inserção de processos dependentes do tempo, modificado a partir de Miller; O'Donnell ^[86]	61
Figura 35 - Esquema de uma mola helicoidal, mostrando a resultante de torção T e a inclinação da espira λ , após aplicação de uma Força F em modo estático. Modificado a partir de ^[89]	62
Figura 36 - Esquema mostrando a influência da curvatura da espira durante carregamento de sua seção transversal ^[89]	63
Figura 37 - Distribuição das Tensões Cisalhantes na seção transversal da espira e respectivo fator de correção de tensões k em função do índice w ^[90]	63
Figura 38 - Tipos de assentamento com respectivos coeficientes v e curva limite para a flambagem teórica de molas helicoidais ^[90]	65
Figura 39 - Esquema de carregamento dinâmico de mola helicoidal para diversos diâmetros d e diagrama de Goodman para aço qualidade “mola válvula”, sem jateamento ^[90]	66
Figura 40 - Corpos de prova no estado de entrega e respectivo desenho. Nota-se que os corpos de prova, com distintos tratamentos térmicos temperado/revenido (TRS) e austemperado (ATS), não apresentam distinção visual.....	69
Figura 41 - Diagrama e curva de resfriamento contínuo para a têmpera do aço DIN EN 54SiCr6. Os valores contidos no retângulo indicam a dureza Vickers prevista. Modificado a partir do Anexo B.....	71
Figura 42 - Diagrama esquemático da curva de resfriamento isotérmico para a austêmpera do aço da composição química encontrada na Tabela 2 e tamanho de grão ASTM E112G11. Modificado a partir do Anexo C.....	71
Figura 43 – Exemplos de corpos de prova, retirados de seções longitudinais e transversais, para análise metalográfica e dureza.....	75
Figura 44 - Ângulos e rotações utilizadas nas medidas de tensão residual, para um sistema horizontal com ajuste positivo do Ψ , modificado a partir do <i>Measurement Good Practice Guide</i> ^[103]	76
Figura 45 - Bancada utilizada para o ensaio experimental e respectivo painel para registro de ciclos.....	78
Figura 46 - Detalhe do interior do equipamento apresentado na Figura 45. Nota-se regulação mecânica do eixo excêntrico e respectiva medida em rpm.....	79
Figura 47 - Corpo de prova no momento inicial e final de curso, durante carregamento dinâmico. ...	79
Figura 48 - Diagrama teórico para molas de compressão ^[90] (esquerda) e diagrama da tensão e força resultante em função da compressão da mola (direita).....	81
Figura 49 - Amostras do primeiro lote ($\tau_{KH}=500\text{MPa}$) de ensaios de fadiga, retiradas dos corpos de prova na região de fratura e identificados para posterior análise fratógrafa.....	82
Figura 50 - Seção transversal dos corpos de prova temperados e revenidos, após ataque com nital 3%, apresentando martensita revenida.....	89
Figura 51 - Seção longitudinal dos corpos de prova temperados e revenidos, após ataque com nital 3%, apresentando martensita revenida com aparente alinhamento microestrutural na direção de trefilação do arame.....	89

Figura 52 - Seção longitudinal dos corpos de prova temperados e revenidos, após tratamento térmico e ataque conforme ASTM E112 ^[101], modificado. Notam-se os contornos dos grãos austeníticos anteriores com tamanho médio ASTM G7,5. 90

Figura 53 - Seção longitudinal dos corpos de prova temperados e revenidos, atacados diretamente (sem reaustenitização) utilizando a mesma prática metalográfica da Figura 52. Notam-se alinhamento microestrutural e contornos dos grãos austeníticos anteriores. 90

Figura 54 - Seção transversal dos corpos de prova austemperados, após ataque com reativo nital 3%, aparentemente apresentando predominância de bainita e áreas claras com eventual martensita, austenita retida ou bainita em menor grau de ataque. 91

Figura 55 - Seção longitudinal dos corpos de prova austemperados, após ataque com reativo nital 3%, aparentemente apresentando predominância de bainita e áreas claras com eventual martensita, austenita retida ou bainita em menor grau de ataque. 91

Figura 56 - Seção transversal dos corpos de prova austemperados, após ataque com LePera 1:1 (esquerda) e metabissulfito com LePera (direita), apresentando bainita em tons escuros. As áreas claras, contém possivelmente austenita retida ou eventualmente martensita. 92

Figura 57 - Seção longitudinal dos corpos de prova austemperados, após tratamento térmico e ataque conforme ASTM E112 ^[101]. Notam-se os contornos dos grãos austeníticos anteriores com tamanho médio ASTM G7,5. 92

Figura 58 - Seção longitudinal dos corpos de prova austemperados, atacados diretamente (sem reaustenitização), utilizando a mesma prática metalográfica da Figura 57. Nota-se alinhamento microestrutural, porém os contornos dos grãos austeníticos anteriores não foram revelados. 92

Figura 59 - O núcleo (esquerda) e superfície (direita) apresentam martensita revenida. Notam-se carbonetos esferoidizados finos (pontos claros) dispersos aleatoriamente na matriz e intensa deformação plástica próximo à superfície. 93

Figura 60 - A figura da esquerda mostra a mesma região apresentada na Figura 59, porém com maior ampliação (100kX) e a figura da direita com alteração de contraste e brilho, para melhor visualização da dispersão dos carbonetos. A seta indica a presença de carbonetos em contorno de grão austenítico anterior. 93

Figura 61 - Notam-se os contornos de grão da austenita primária (A), inclusão não metálica (B), seções das placas da martensita revenida (C) e carbonetos precipitados (D). 93

Figura 62 - O núcleo (esquerda) e superfície (direita) apresentam microestrutura predominantemente bainítica. Notam-se os feixes intragranulares, a partir do contorno de grão da austenita anterior (A) e intensa deformação plástica próximo à superfície (B). 94

Figura 63 - Distintas morfologias de bainita, contendo finas e longas placas de ferrita com carbonetos não lamelares. A figura da direita mostra agregados com contornos mais definidos. 94

Figura 64 - Nota-se que a bainita inferior (centro da figura esquerda), apresenta carbonetos não lamelares, alinhados entre 55 à 60° com o eixo de ferrita bainítica. Agregados com contornos mais definidos a partir do contorno de grão austenítico anterior (C). 94

Figura 65 - Amostras típicas retiradas dos corpos de prova fraturados durante ensaio de bancada. Identificação da amostra na esquerda TRS 475-2 $\tau_{KH}=480$ MPa com $N_f=6,2 \times 10^6$ e direita ATS 475-2 $\tau_{KH}=506$ MPa com $N_f=8,4 \times 10^6$ 105

Figura 66 - A seta pontilhada indica a região do início da trinca (estágio I), conforme ampliação da região demarcada com círculo, após $N_f=4,8 \times 10^6$ em $\tau_{KH}=500$ MPa, na amostra (TRS500-2). 106

Figura 67 - Ampliação da Figura 66, com a seta indicando a direção do crescimento da trinca estável (estágio II), apresentado trincas secundárias. A figura da direita mostra a região da trinca instável (estágio III) com alteração de plano. 106

Figura 68 - Ampliação da região III indicada na Figura 67, mostrando relevos com predominância de mecanismo de propagação das trincas por coalescência de microcavidades com algumas facetas por clivagem. Nota-se a inclinação do plano (IIIb) ao final da fratura (lábios de cisalhamento)..... 106

Figura 69 - A seta indica a região do início da trinca (estágio I), conforme ampliação da região demarcada com círculo, após $Nf=6,2 \times 10^6$ ciclos em $\tau_{KH}=480$ MPa, na amostra (TRS475-2). Nota-se que o plano da propagação da trinca foi alterado de 45° para a direção da trefilação do arame. 107

Figura 70 - A figura da esquerda mostra a região ampliada da Figura 69, indicando o início da trinca. A seta mostra a direção da propagação estável (estágio II)..... 107

Figura 71 - Ampliação da região III indicada na Figura 69, mostrando a direção da propagação da trinca instável (estágio III), contendo mecanismos de propagação predominante por coalescência de microcavidades e ilhas esparsas com facetas por clivagem. 107

Figura 72 - A seta pontilhada indica a região do início da trinca (estágio I), conforme ampliação da região demarcada com círculo, após $Nf=8,4 \times 10^6$ ciclos em $\tau_{KH}=506$ MPa, na amostra (ATS475-2). 108

Figura 73 - Ampliação da Figura 72, com a seta indicando a direção do crescimento da trinca estável (estágio II)..... 108

Figura 74 - Ampliação da região III, indicada na Figura 72, mostrando a direção da propagação da trinca instável (estágio III) através de mecanismos de propagação predominante de coalescência de microcavidades e ilhas esparsas com facetas por clivagem. 108

Figura 75 - Esquema apresentando os estágios I, II e III de fadiga, com início subsuperficial e propagação da trinca com afloramento na superfície interna da espira em um ângulo a 45° do eixo longitudinal, após o carregamento torsional T , gerado pelo carregamento cíclico da força F 119

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1 - Perfil de dureza da camada encruada, realizada nas amostras TRS (lado esquerdo) e ATS (lado direito). Dados obtidos da Tabela 6.	88
Gráfico 2 - Perfil de dureza, com cargas distintas, realizado na seção transversal dos corpos de prova. Dados obtidos da Tabela 5 e Tabela 6.	88
Gráfico 3 - Perfil da tensão residual realizado nas amostras TRS (lado esquerdo) e ATS (lado direito). Dados obtidos da Tabela 9.	96
Gráfico 4 - Perfil comparativo da Tensão Residual. Dados obtidos da Tabela 8.	96
Gráfico 5 - Perfil da Tensão Residual dos corpos de prova TRS, após carregamento cíclico. Dados obtidos da Tabela 11.	99
Gráfico 6 - Perfil da Tensão Residual dos corpos de prova ATS, após carregamento cíclico. Dados obtidos da Tabela 12.	100
Gráfico 7 - Perfil comparativo da Tensão Residual inicial e final, após 10^6 ciclos em $\tau_{KH} = 475 \text{ MPa}$, para amostras TRS. Dados obtidos da Tabela 11.	101
Gráfico 8 - Perfil comparativo da Tensão Residual inicial e final, após 10^6 ciclos em $\tau_{KH} = 475 \text{ MPa}$, para amostras ATS. Dados obtidos da Tabela 12.	101
Gráfico 9 - Influência da Amplitude de Tensão no Relaxamento da Força Elástica nas posições L_1 (figura à esquerda) e L_2 (figura à direita) nas amostras temperadas e revenidas. Dados obtidos da Tabela 13.	102
Gráfico 10 - Influência da Amplitude de Tensão no Relaxamento da Força Elástica nas posições L_1 (figura à esquerda) e L_2 (figura à direita) nas amostras austemperadas. Dados obtidos da Tabela 14.	103
Gráfico 11 - Diagrama $S-N$, mostrando a influência da amplitude de tensão cisalhante na vida total em fadiga, para amostras temperadas e revenidas (TRS) e austemperadas (ATS). Dados obtidos a partir dos valores individuais geradores da Tabela 15 e Tabela 16.	104
Gráfico 12 - Distribuição da localização da fratura em relação à posição nas espiras, nas amostras temperadas e revenidas (esquerda) e austemperadas (direita).	105
Gráfico 13 - Perfil comparativo da Tensão Residual, mostrando a diferença em uma região típica de início de trincas. Modificado a partir do Gráfico 4.	111
Gráfico 14 - Perfis comparativos de Dureza e Tensão Residual. Modificado a partir do Gráfico 2 e Gráfico 4.	112
Gráfico 15 - Influência da amplitude de tensão τ_{KH} no relaxamento elástico (K_1) em posição L_1 , comparativamente entre amostras temperadas e revenidas (TRS) e austemperadas (ATS). Modificado a partir do Gráfico 9 e Gráfico 8.	114
Gráfico 16 - Influência da amplitude de tensão τ_{KH} no relaxamento elástico (K_2), comparativamente entre amostras temperadas e revenidas (TRS) e austemperadas (ATS). Modificado a partir do Gráfico 9 e Gráfico 8.	114

Gráfico 17 - Análise comparativa da influência da amplitude de tensão na vida em fadiga, entre amostras Temperadas/Revenidas (TRS) versus Austemperadas (TRS). Modificado a partir do Gráfico 11.....	116
Gráfico 18 – Intervalos de confiança (95%) para amostras temperadas e revenidas (esquerda) e austemperadas (direita). Dados obtidos do Gráfico 17.	116
Gráfico 19 – Diagramas de caixa e respectivos <i>valores p</i> da análise de variância, comparando os lotes de amostras temperadas e revenidas (TRS) e austemperadas (ATS). Dados obtidos do Gráfico 17.....	117
Gráfico 20 – Análise estatística de Weibull, mostrando a correlação entre a probabilidade de falha e a quantidade de ciclos necessários para a fratura, entre amostras temperadas/revenidas (TRS) e austemperadas (ATS).	118

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Identificação dos corpos de prova.	70
Tabela 2 - Parâmetros de tratamento térmico, com respectivas variações permissíveis, utilizado para o beneficiamento dos corpos de prova.	70
Tabela 3 - Composição química ($x \pm u_{A95}$) realizada nos corpos de prova (molas).	85
Tabela 4 - Medidas obtidas do ensaio de tração ($X \pm U_{95}$), realizado na matéria prima (arame).	86
Tabela 5 – Medidas Dureza Vickers ($X \pm U_{95}$) realizada na seção transversal nos corpos de prova.	87
Tabela 6 – Medidas de Dureza Vickers ($X \pm U_{95}$), realizadas nos corpos de prova, e sua distância em relação à superfície ($\pm 10 \mu m$).	87
Tabela 7 – Medidas do tamanho médio de grão conforme ASTM E112 ^[101] e média da distância de intercepto, com respectivos desvio padrão, em corpos de prova temperados/revenidos (TRS) e austemperados (ATS).	90
Tabela 8 – Medidas de Tensão Residual ($X \pm U_{95}$), nas amostras no estado de entrega, em relação à distância da superfície ($\pm 15 \mu m$).	96
Tabela 9 – Medidas de Austenita Retida γ_R ($X \pm s$) realizadas nos corpos de prova temperados e revenidos (TRS) e austemperados (ATS), além da largura a meia altura (FWHM) das curvas.	97
Tabela 10 – Medidas das dimensões dos corpos de prova ($X \pm U_{95}$).	98
Tabela 11 – Medidas da Tensão Residual ($X \pm U_{95}$) realizadas nas amostras TRS, após carregamento cíclico, em relação à distância da superfície ($\pm 15 \mu m$), em $\tau_{KH}=475 MPa$	99
Tabela 12 – Medidas da Tensão Residual ($X \pm U_{95}$) realizadas nas amostras ATS, após carregamento cíclico, em relação à distância da superfície ($\pm 15 \mu m$), em $\tau_{KH}=475 MPa$	100
Tabela 13 – Medidas do Relaxamento da Força Elástica, ($X \pm U_{95}$), após $1,7 \times 10^6$ ciclos e respectivas Amplitudes de Tensões ($\pm 3 MPa$). Ensaio em $f=25Hz$, para amostras temperadas e revenidas.	102
Tabela 14 – Medidas do Relaxamento da Força Elástica, ($X \pm U_{95}$), após $1,7 \times 10^6$ ciclos e respectivas Amplitudes de Tensões ($\pm 3 MPa$). Ensaio em $f=25Hz$, para amostras austemperadas.	103
Tabela 15 - Valores médios das tensões e razões calculadas com respectiva vida em fadiga (N_f). Ensaio em $f=25Hz$, para amostras temperadas e revenidas.	104
Tabela 16 - Valores médios das tensões e razões calculadas com respectiva vida em fadiga (N_f). Ensaio em $f=25Hz$, para amostras austemperadas.	104
Tabela 17 - Valores médios da variação da Amplitude de Tensão Corrigida τ_{KH} e Tensão Média Corrigida inicial τ_{KM} , (após $1,7 \times 10^6$ ciclos) para amostras temperadas e revenidas (TRS).	115
Tabela 18 - Valores médios da variação da Amplitude de Tensão Corrigida τ_{KH} e Tensão Média Corrigida inicial τ_{KM} , (após $1,7 \times 10^6$ ciclos) para amostras austemperadas (ATS).	115

LISTA DE SÍMBOLOS

K_{IC}	Tenacidade à Fratura em Deformação Plana
J	Integral de Superfície
ΔK_{ef}	Varição Efetiva do Fator Intensidade de Tensão
N_f	Número de Ciclos para a Fratura
K_w	Fator de Wahl
τ	Tensão Cisalhante
τ_K	Tensão Cisalhante Corrigida
τ_{kH}	Amplitude da Tensão Cisalhante Corrigida
τ_{kh}	Limite da Tensão Cisalhante Corrigida para uma Vida Infinita em Fadiga
τ_H	Amplitude da Tensão Cisalhante
τ_M	Tensão Cisalhante Média
τ_{kM}	Tensão Cisalhante Corrigida Média
τ_1	Tensão Cisalhante Mínima
τ_2	Tensão Cisalhante Máxima
τ_{k1}	Tensão Cisalhante Mínima Corrigida
τ_{k2}	Tensão Cisalhante Máxima Corrigida
ε	Deformação
λ	Comprimento de Onda
d	Espaçamento Interplanar
$F\gamma_R$	Superfície de Reflexão da Austenita
$V\gamma_R$	Volume de Austenita Retida

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	1
1.1 MOTIVAÇÃO.....	1
1.2 ESTRUTURAÇÃO DA TESE.....	3
1.3 OBJETIVO.....	4
 2. REVISÃO DA LITERATURA.....	 5
2.1 FADIGA MECÂNICA EM MATERIAIS METÁLICOS.....	5
2.1.1 Definição e Conceitos.....	6
2.1.2 Breve Histórico.....	8
2.1.3 Mecânica da Fratura.....	12
2.1.4 Convergência da Fadiga com a Mecânica da Fratura.....	17
2.1.5 Processo Fenomenológico	17
2.1.6 Previsão da Vida.....	28
2.2 MOLA PARA VÁLVULA AUTOMOTIVA.....	30
2.2.1 Conceito e Processo de Fabricação.....	31
2.2.2 Material e Qualidade.....	31
2.2.3 Resistência à Fadiga.....	58
2.2.4 Carregamento e Cálculo das Tensões.....	61
2.2.5 Critérios para Propagação da Trinca.....	66
 3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	 67
3.1 MATERIAIS.....	68
3.1.1 Matéria Prima.....	68
3.1.2 Corpos de Prova.....	69
3.2 MÉTODOS.....	72
3.2.1 Caracterização do Material.....	72
3.2.2 Ensaios Experimentais.....	77
 4. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	 83
4.1 RESULTADOS.....	83
4.1.1 Expressão dos Resultados.....	85
4.1.2 Caracterização do Material.....	85
4.1.3 Ensaios Experimentais.....	97
4.2 DISCUSSÃO.....	109
4.2.1 Influência das Propriedades Mecânicas do Material.....	109
4.2.2 Influência da Tensão Residual.....	110
4.2.3 Influência da Dureza da Camada Encruada.....	111
4.2.4 Influência do Relaxamento das Tensões Residuais.....	110
4.2.5 Influência do Relaxamento da Força Elástica.....	113
4.2.6 Análise das Curvas S-N.....	115
4.2.7 Início e Propagação de Trincas.....	119

5. CONSIDERAÇÕES FINAIS.....	122
5.1 ANÁLISE CRÍTICA DAS AMOSTRAS	122
5.2 ANÁLISE CRÍTICA DOS RESULTADOS	123
5.3 ANÁLISE CRÍTICA DO EXPERIMENTO.....	124
 6. CONCLUSÕES.....	 125
 7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	 126
 REFERÊNCIAS.....	 129
 ANEXOS.....	 137

1 INTRODUÇÃO

‘O capítulo inicial deste trabalho apresenta uma breve introdução ao tema principal, justificando sua realização na área do comportamento mecânico dos materiais, com foco em um processo particular de dano, que pode ocorrer em aços de alta resistência quando submetidos a carregamentos cíclicos, conhecido como fadiga mecânica. O método didático-textual, bem como os objetivos da pesquisa, também é apresentado nesta seção possibilitando uma compreensão global do trabalho, visando sua leitura mais agradável e produtiva.’

1.1 MOTIVAÇÃO

O motivo pelo qual este trabalho está sendo realizado é abrangente, pois apresenta conteúdos no âmbito científico, tecnológico e eventualmente econômico, pois o estudo do comportamento mecânico e dos mecanismos de falha por fadiga em molas para válvulas de motores auxilia seu desenvolvimento, gerando um projeto mais robusto através da possibilidade de redução da taxa de falhas, aumento da durabilidade e melhoria funcional do conjunto. Assim, este estudo poderá gerar veículos mais seguros e eficientes, minimizando o impacto de emissões ao meio ambiente, através de um produto mais sustentável, de acordo com os atuais modelos de desenvolvimento aplicados aos projetos automotivos.

Durante o último congresso internacional sobre fadiga (*10th Fatigue*), ocorrido em 2010 na cidade de Praga - República Tcheca, o orador de abertura enfatizou que apesar do substancial progresso em pesquisa sobre o tema, falhas por fadiga em componentes de engenharia continuam ocorrendo em todo mundo, sendo considerado um problema permanente.

O histórico aumento gradativo dos índices da qualidade de peças embarcadas nos veículos torna este tipo de projeto proporcionalmente mais crítico sob o ponto de vista de desafio tecnológico para o aumento de sua vida útil. O desenvolvimento científico, também pode ser beneficiado, através de um pequeno passo na tentativa de avançar a fronteira do conhecimento sobre os mecanismos, que envolvem o

processo de início e propagação de trincas em carregamentos cíclicos com foco no campo da ciência dos materiais, o qual o autor acredita que ainda esteja em fase de compreensão fundamental, pois apesar de existir muitos artigos sobre o assunto, os livros texto com abordagem básica, original e fundamentalista são relativamente escassos.

O trabalho apresentado analisa, em modo comparativo, o comportamento mecânico e aspecto microestrutural de molas válvula helicoidais fabricadas com aço de alta resistência segundo um projeto mecânico normalmente utilizado em veículos de série, por um tradicional fabricante do ramo, porém com tratamentos térmicos distintos (austemperado e temperado/revenido). As amostras foram submetidas a ensaios de fadiga em bancada que simulam as condições de utilização em motores a combustão, sendo que, para tentar evitar influências de outras variáveis não previstas nos resultados, oriunda de eventuais problemas em seu processo de fabricação, foi escolhida a atual cadeia de fornecedores utilizando o *benchmarking* (sistemática para obter a referência em excelência da qualidade em determinada classe de produtos e processos produtivos), praticado mercado mundial automotivo, desde a obtenção e refino do aço até o respectivo produto final acabado.

O ineditismo que fomenta a tese apresentada se baseia no fato de que não foram encontrados dados estatísticos sobre a existência da fabricação de molas para válvula austemperadas. A literatura sobre os mecanismos envolvidos no processo de fadiga em carregamento cíclico em regime ultra-alto ciclo é rara e pouco conclusiva, provavelmente devido às pesquisas terem sido originadas no meio industrial, o que normalmente restringe sua divulgação por motivos estratégicos. A dificuldade em realizar medidas nos estágios iniciais da trinca, pode ser acrescida a este cenário, pois é um fator crítico para esta classe de produtos, além dos longos períodos necessários para os testes, literalmente anos. Embora, a princípio, o tratamento térmico proposto de austêmpera, apresente um custo inicial relativamente maior em relação ao processo tradicional de têmpera e revenimento, pode haver economia no produto final, pois a matéria prima poderia eventualmente permitir uma menor pureza para um mesmo desempenho. De qualquer maneira, o foco principal deste estudo é científico, ratificando a motivação apresentada inicialmente.

Quanto ao aspecto de eventual aplicação em curto prazo para o trabalho desenvolvido, o autor acredita que os aços de alta resistência, provavelmente continuarão a ser uma classe de produto mais empregada em diversos tipos de molas embarcadas nos veículos automotores, justificando assim, o estudo tecnológico ou científico neste tipo de peça e material.

1.2 ESTRUTURAÇÃO DA TESE

Com o objetivo de facilitar a compreensão do conteúdo, bem como atender as exigências e recomendações para a divulgação do conhecimento gerado no programa de pós-graduação da Universidade de São Paulo, a estruturação estratégica, a didática adotada e a linguagem científica desta área de trabalho estão de acordo com as diretrizes de apresentação das dissertações e teses da referida instituição ^[1]. Entretanto, não foi possível evitar determinadas palavras na língua inglesa, devido à origem de alguns processos e produtos que ainda estão em fase de desenvolvimento no Brasil.

O capítulo 1 é destinado à apresentação sobre a motivação que fomenta o desenvolvimento do tema em questão, ou seja, sobre um processo particular de dano, conhecido como fadiga que pode ocorrer em aços de alta resistência, submetidos a carregamento cíclico durante um longo período. A estruturação da tese e os objetivos do trabalho também são apresentados nesta seção introdutória.

O capítulo 2 contém uma revisão bibliográfica sobre o tema em questão, visando caracterizar seu estado da arte, principalmente para o caso particular de aços de alta resistência.

Os capítulos 3, 4 e 5 apresentam os métodos experimentais e os resultados obtidos, com seus respectivos comentários e discussões.

Finalmente nos capítulos 6 e 7 são feitas algumas considerações finais em caráter crítico e sugestões para trabalhos futuros.

Após o último capítulo, o leitor encontra um texto informal, em forma de crônica, cujo objetivo é tentar melhorar o relacionamento do leitor com a área de ciência dos materiais, através de um ponto de vista peculiar, seguido das referências e alguns anexos, também citados no trabalho.

1.3 OBJETIVO

O objetivo deste trabalho é estudar os mecanismos de fadiga, em regime de alto e ultra-alto ciclo, em mola para válvula automotiva Si-Cr, beneficiadas com distintos tratamentos térmicos (austêmpera e têmpera/revenimento), para obtenção de durezas equivalentes. Este objetivo é desdobrado nas seguintes metas:

- a) Determinação da correlação entre amplitude de tensão cisalhante e número de ciclos necessários para a fratura, utilizando um procedimento experimental em bancada de testes e análise estatística;
- b) Apresentação de hipóteses para justificativa de diferentes desempenhos em fadiga, entre as amostras;
- c) Verificação dos mecanismos de início e propagação das trincas, através da correlação entre microestrutura/propriedade mecânica e análise da fratura.

2 REVISÃO DA LITERATURA

‘Este capítulo apresenta uma revisão dos principais eventos, sob uma perspectiva histórica, do desenvolvimento e conceitos que envolvem o fenômeno da fadiga em materiais metálicos. O seu conteúdo é naturalmente limitado, devido à incrivelmente extensa quantidade de publicações, que contribuíram de maneira acumulativa para a compreensão deste complexo assunto. Assim, o autor se reporta aos pesquisadores não citados, solicitando sua compreensão, pois o conteúdo foi considerado satisfatório para o atendimento ao objetivo deste trabalho. Ainda, o estado da arte, em âmbito fenomenológico deste processo, para aços de alta resistência mecânica, também é abordado de modo crítico, servindo de base para as conclusões e inferências desta pesquisa.’

2.1 FADIGA MECÂNICA EM MATERIAIS METÁLICOS

Conforme sempre enfatizado nos livros texto, o interesse no estudo sobre o processo de fadiga mecânica ou simplesmente fadiga, como será abreviado nos textos subsequentes, surgiu de acontecimentos catastróficos e por ser, ainda hoje em dia, uma das falhas mais costumeiramente encontradas em componentes mecânicos móveis, principalmente durante a fase do desenvolvimento de novos produtos. Infelizmente, em muitos casos, pode ocorrer de forma inesperada e aparentemente repentina, portanto com um potencial perigo, conforme alguns casos que serão apresentados nesta revisão.

Na opinião do autor, baseada em experiência profissional no meio industrial bem como acadêmico, é que, mesmo para os profissionais mais experimentados, a determinação de causa raiz da falha em componentes apresentando este tipo de dano é bastante desafiadora. Naturalmente, o mesmo se aplica aos alunos de graduação em Engenharia, onde o estudo deste fenômeno gera uma curiosidade motivadora, contribuindo para o aprendizado e consequente compreensão deste fenômeno.

2.1.1 Definição e Conceitos

Basicamente, fadiga é um tipo de dano que pode ocorrer em materiais sólidos submetidos a carregamentos cíclicos com cargas abaixo (às vezes muito abaixo) de seu limite de escoamento. Este tipo de carregamento induz alterações internas no material, gerando superfícies ou trincas em determinadas regiões mais suscetíveis, podendo causar falhas catastróficas. Todavia, os livros texto de ciência dos materiais definem a fadiga de modo semelhante aos catálogos técnicos, p.e. *ASTM^a E 1823*, como,

Fadiga é um processo de alteração permanente, localizado e progressivo que ocorre em um material submetido a condições que gerem tensões e deformações flutuantes em um mesmo ponto, podendo culminar em trincas ou fratura após um número suficiente de flutuações.

Em 1964, uma entidade chamada *International Organization for Standardization*, publicou em Gênova um relatório definindo fadiga como segue “[...] alterações nas propriedades dos materiais metálicos devido à aplicação de repetidas tensões ou deformações que podem gerar trincas ou fraturas [...]”. O termo restritivo “materiais metálicos”, possivelmente foi utilizado devido ao nível do conhecimento técnico daquela época, pois o autor acredita que os outros tipos de materiais ainda estavam em um estágio relativamente menor de compreensão ou importância econômica, porém esta descrição é geralmente válida também para diversos materiais não metálicos.

Uma constatação curiosa é que, embora seja um tema bastante estudado, que gera uma infinidade de publicações, desde o mais simples relatório de falha em uma linha de produção industrial, até artigos publicados em consagrados periódicos internacionais especializados no assunto, existe uma quantidade relativamente pequena de livros texto abordando, de maneira original, os fundamentos sobre o processo de fadiga, como por exemplo, o livro escrito por Suresh ^[2].

Outro aspecto interessante é o distinto método de abordagem sobre o tema, que ocorre entre os engenheiros mecânicos e os cientistas de materiais, bem como

---

^a *ASTM – American Society for Testing and Materials*

outros profissionais como matemáticos, físicos e químicos. O foco da Engenharia é concentrado na influência dos carregamentos externos sobre a vida dos componentes, geralmente destinado à previsão de sua vida em projetos, através de seus efeitos derivados como concentradores de tensão e deformações elásticas e/ou plásticas, conforme geralmente estudado na Mecânica da Fratura. Por outro lado, a ciência dos materiais foca seus estudos na determinação dos mecanismos internos da fadiga no material, desde níveis macroscópicos até arranjos atômicos ou cristalinos. Entretanto, atualmente existe um consenso entre pesquisadores, de que a abordagem multidisciplinar é o caminho mais recomendável para o avanço da compreensão deste processo.

A fadiga pode ocorrer de muitas formas, sendo denominada por diversos nomes, dependendo do sistema em que ela ocorre, ou seja, fadiga térmica, fadiga-corrosão, fadiga assistida pelo meio-ambiente e fadiga de contato. Contudo, o foco deste estudo é conhecido como fadiga mecânica, na qual as condições para a nucleação de micro defeitos e a taxa de propagação da trinca são fortemente influenciadas por fatores mecânicos, microestruturais e do “micro” ambiente. Existe uma preposição entre pesquisadores, sobre a fronteira entre o início e propagação da trinca que pode ser questionada, conforme será abordado no item nucleação da trinca.

O regime de fadiga normalmente é classificado pela literatura, através da quantidade de ciclos que são necessários para a ocorrência de uma falha ou dano por fratura, como alto ciclo e baixo ciclo. O regime de baixo ciclo, em tensões comparáveis ao limite de escoamento do material, é controlado pela deformação e a tensão é variável devido ao “endurecimento” ou “amolecimento” dinâmico do material, ou seja, com uma alteração relativamente mensurável das propriedades mecânicas pontuais na vizinhança da ponta da trinca em propagação. Por outro lado, o regime de alto ciclo, é geralmente controlado pela tensão, cujo carregamento é significativamente abaixo do limite de escoamento normalizado do material. O exemplo clássico é o equipamento de eixo rotativo que Wöhler utilizou para estudar a vida em fadiga em carregamento variável, cujos dados serviram posteriormente para elaborar as populares curvas $S-N^b$.

---

^b $S-N$ – Gráfico de vida em fadiga, geralmente apresentando o número de ciclos N na abscissa e tensão S ou deformação ϵ em sua ordenada.

Existem distintos métodos ou abordagens para a avaliação da fadiga, todavia a metodologia clássica envolve a caracterização da vida total em fadiga, através da contagem da quantidade de ciclos de carregamento ou deformação plástica total. Nestes métodos, a quantidade de tensão ou deformação cíclica, para induzir uma trinca por fadiga em uma região não pré-trincada, com uma superfície normalmente polida, é estimada em condições de amplitudes ou magnitudes controladas de tensão ou deformação. Assim, a vida total em carregamento cíclico pode ser significativamente influenciada pela nucleação, representando a quase totalidade do número de ciclos para ocorrência da fratura, em determinados casos.

Outra abordagem é conhecida como tolerância aos defeitos, que possui como premissa básica um simples fato: os componentes de engenharia apresentam defeitos inerentes ao material, geralmente produzidos durante seu processo de fabricação. Estes defeitos pré-existent, usualmente são, até certo ponto, reproduzidos em corpos de prova e medidos através de técnicas não destrutivas. Assim, nesta abordagem, a vida em um processo de fadiga é determinada através do número de ciclos ou pelo tempo necessário para se propagar uma trinca até certa dimensão crítica, que pode ser estimada pela tenacidade à fratura do material, cuja previsão de propagação envolve leis de crescimento da trinca, baseada na mecânica da fratura elástica linear e elasto-plástica.

2.1.2 Breve Histórico

O processo de fadiga começou a ser estudado como um problema de engenharia, investigando componentes que falharam em serviço durante a Revolução Industrial, no século XIX. Nesta época, a nova característica de automação dos equipamentos, como máquinas a vapor, locomotivas e bombas hidráulicas, gerou um aumento significativo na quantidade de esforços cíclicos, em um período relativamente curto sobre os elementos de máquina, produzindo “falhas misteriosas” que foram associadas a uma “cristalização de estruturas fibrosas”, cujos danos curiosamente não apresentavam deformação plástica.

Uma revisão contendo um conteúdo extenso, sob uma perspectiva histórica da fadiga e também um forte aspecto crítico sobre as contribuições construtivas e outras negativas de trabalhos científicos para a compreensão deste processo, foi elaborada por Schütz ^[3], contendo 554 referências bibliográficas. Portanto, seguem abaixo apenas alguns eventos sumarizados cronologicamente, procurando mostrar a abrangência do tema, incluindo enciclopédias de domínio público ^[4].

- (1837), Wilhelm A. J. Albert publicou o primeiro artigo sobre fadiga, idealizando um equipamento de teste para correntes transportadoras de minérios, em uma empresa do ramo de metalurgia extrativa na Alemanha.
- (1839), Jean-Victor Poncelete descreveu a ideia de “cansaço” em metais, durante suas aulas em uma escola militar na França.
- (1843), William John Macquorn Rankine verificou a importância da concentração de tensões em um eixo frontal de trem, durante investigação de um acidente ferroviário catastrófico perto de Versailles, na França em 1842.
- (1854), Braithwaite utilizou primeiramente o termo “*fatigue*” em um artigo sobre fratura dos metais, para Instituto de Engenheiros Civis da Inglaterra.
- (1852 – 1869), August Wöhler e William Fairbairn (1864) sistematizaram testes de fadiga, na Polônia, introduzindo dados que futuramente geraram as clássicas curvas $S-N$ ou $\sigma-N$, atualmente conhecidas como curvas de Wöhler.
- (1874), H. Gerber, (1899) Goodman e (1930) Sodeberg, desenvolveram métodos para projetos de fadiga para engenharia com previsão de vida em diferentes níveis de tensões conhecidas como diagramas de vida constante.
- (1903), James Alfred Ewing mostrou a origem da fadiga, através de trincas microscópicas, geradas em bandas de escorregamento, conforme Figura 1, publicada no *Philosophical Transactions of the Royal Society*.

Figura 1 - Fotografia clássica, realizada em 1903, originalmente ampliada em 1000 vezes, mostrando evolução dos danos por fadiga na superfície do material ^[4].

- (1919), O americano O. H. Basquin propôs descrever a curva $S-N$ no estágio II (amplitudes de tensão intermediária e alto número de ciclos), através da Equação (1), sendo N_f o número de ciclos até a fratura, k e m constantes e σ_a amplitude de tensão constante.

$$N_f = k(\sigma_a)^m$$

Equação (1)

- (1945), A. M. Miner popularizou a hipótese de dano linear de A. Palmgren apresentada em 1924, como de uma ferramenta prática de projeto (primeira previsão de fadiga para solicitações não constantes), no qual o dano que a peça sofreu sob uma dada amplitude da tensão cíclica é diretamente proporcional ao número de ciclos atuantes. A falha ocorre quando a igualdade da Equação (2) é atendida através de cada contribuição de n ciclos sob uma tensão variável k , necessitando N ciclos para ocorrer esta falha, sob uma tensão constante reversa. C é um valor obtido experimentalmente.

$$C = \sum_{i=1}^k \frac{n_i}{N_i}$$

Equação (2)

- (1954), L. F. Coffin e S. M. Manson (1953), explicaram o crescimento de uma trinca por fadiga em termos de deformação plástica na ponta da trinca.

- (1957), Irwin desenvolveu a teoria de Griffith (1921), introduzindo o conceito de fator de concentração de tensões.
- (1961), P. C. Paris propôs um método para previsão da taxa de propagação de uma trinca de fadiga ($\frac{da}{dN}$), que estaria relacionada diretamente à amplitude do fator de intensidade da tensão ΔK , em um cenário de inicial ceticismo perante a proposta fenomenológica de Miner (1945), onde C e n são constantes obtidas de dados experimentais, conforme Equação (3), conhecida atualmente como relação de Paris.

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^n$$

Equação (3)

- (1968), Tatsuo Endo e M. Matsuiski criaram algoritmo e tornaram possível a aplicação do método de Miner para carregamentos aleatórios.
- (1970), W. Elber mostrou os mecanismos e a importância do fenômeno do fechamento prematuro da trinca, verificando experimentalmente que a deformação da ponta da trinca causa um abaulamento de suas faces internas, que se tocam antes de atingir $K=0$ (condição inicial), permanecendo em contato durante parte do ciclo de carregamento, sugerindo que o dano de fadiga ocorre exclusivamente quando a trinca está aberta, introduzindo os conceitos de K_{ef} (efetivo) e K_{op} (operacional), conforme a Equação (4), onde o ΔK deve ser substituído na Equação de Paris, reduzindo o potencial para propagação da trinca.

$$K_{ef} = K_{max} - K_{op}$$

Equação (4)

- (1975), Pearson pesquisou o problema das “trincas curtas” (dimensões subgranulares), quando testes em corpos de prova em escala laboratorial, não apresentavam correlação satisfatória com projetos para grandes componentes estruturais, sendo que as “trincas curtas” cresciam a uma taxa média de propagação superior à prevista pela relação de P. C. Paris no estágio I.

Conforme anteriormente comentado, a quantidade de publicações sobre fadiga é incrivelmente extensa, porém seu crescimento foi exponencial, já que no século XX

foram publicados aproximadamente 100.000 artigos, ou seja, uma quantidade 100 vezes maior em relação ao século anterior (menos que 100), como mostra o livro de Mann ^[5]. Assim, pode-se inferir que este cenário é devido à complexidade e importância do tema para a Engenharia, porém este fenômeno não foi totalmente compreendido e conseqüentemente parte dos problemas relacionados não foi solucionada.

2.1.3 Mecânica da Fratura

A Mecânica da Fratura é uma metodologia, principalmente aplicada para a previsão de falhas em estruturas contendo uma descontinuidade ou “defeito” pré-existente, que gera uma perturbação no estado de tensões locais do material, através de um efeito de entalhe, ou seja, concentrando a tensão pontualmente. Esta metodologia utiliza técnicas analíticas baseadas na Mecânica dos Sólidos para calcular o potencial da propagação de uma trinca, caracterizando a resistência à fratura do material. Como “ferramenta”, ela é utilizada pela Engenharia para melhorar o desempenho de componentes, através dos conceitos físicos de tensão e deformação, em particular as teorias de elasticidade e plasticidade. Todavia ela não pode ser utilizada em problemas onde a nucleação da trinca (estágio I), seja o aspecto dominante, portanto não é aplicada, de modo prático, aos elementos de máquina mais comuns, como, por exemplo, engrenagens, eixos, molas ou qualquer componente que “não admite” a presença de trincas ou outros defeitos.

Breve Histórico

O conceito de Mecânica da Fratura foi originado durante a 1ª Guerra Mundial, pelo Engenheiro Aeronáutico A. A. Griffith ^[6], para tentar explicar a falha em materiais frágeis, pois os cálculos teóricos mostravam que o nível de tensão na ponta de uma

trinca tendia ao infinito, ou seja, no caso de uma estrutura apresentar uma trinca, ela iria fraturar ou falhar, mesmo que a trinca fosse pequena ou com baixo carregamento. Para resolver este dilema, Griffith desenvolveu um tratamento termodinâmico, baseado na solução de Inglis ^[7], entre outros pesquisadores da mesma época ^[8], para problemas com concentradores de tensões, assumindo que a criação de uma trinca necessitava da energia de superfície, que era suprida pela perda da energia de deformação acompanhada pelo relaxamento das tensões locais com a propagação da trinca. Assim, a falha ocorreria quando a perda da energia por deformação fosse suficiente para aumentar a energia de superfície, ilustrada na Equação (5).

$$G = \frac{\pi \sigma^2 a}{E} = 2\gamma_s$$

Equação (5)

Onde G é a taxa de liberação de energia (taxa com que a energia é absorvida pelo crescimento da trinca), σ (tensão aplicada), a (metade do comprimento da trinca), E o módulo elástico (Young) e γ_s a energia superficial específica. Este modelo é conhecido atualmente como critério de Griffith, entretanto, considera-se também a Equação (6).

$$G_c = \frac{\pi \sigma_f^2 a}{E} = 2\gamma_s$$

Equação (6)

G_c é análogo ao G em modo crítico (taxa de liberação de energia pelo crescimento da trinca), σ_f (tensão para a fratura frágil).

Caso $G \geq G_c$, a trinca irá propagar instavelmente.

Interessante notar que este trabalho foi ignorado durante duas décadas, até que um grupo de pesquisadores, durante a 2ª Guerra Mundial, liderados por Irwin ^[9] dos *US Naval Research Laboratory*, reformulou a teoria de Griffith, em termos de tensão ao invés de energia, resultando em uma nova propriedade de material, conhecida como tenacidade à fratura ou fator de “intensificação de tensões” (K_{IC}) ^c. Contudo, havia um problema com a aplicabilidade do método, pois os materiais utilizados na

---

^c K_{IC} – tenacidade a fratura do material, quando medida no estado plano de deformação, ou seja, independe da geometria do sistema, cuja origem de nomenclatura se deve a letra inicial de Kies, colaborador de Irwin.

indústria naval não eram “perfeitamente elásticos” e havia deformação plástica na ponta da trinca, violando uma consideração fundamental da teoria da mecânica da fratura elástica linear (MFEL). A MFEL apresenta limites práticos de utilização em aços estruturais devido a duas razões: o teste de determinação da tenacidade é caro, sendo que a informação para a seleção de aços pode ser obtida por ensaio mais simples e baratos como o *Charpy*^d. Outro aspecto, é que se a resposta da peça ao carregamento se aproximasse ao limite elástico linear, ao ponto do K_{IC} poder ser medido, haveria pouco relaxamento plástico na ponta da trinca e o aço se tornaria frágil. Aços estruturais, particularmente, podem apresentar fratura frágil, causando falhas catastróficas, como o clássico caso dos *Liberty Ships*, relatado pela entidade norte-americana *US GPO* (1945), mostrado na Figura 2.

Figura 2 - SS *Schenectady* trincado ao meio, durante ancoragem no porto, em 1944, apresentando fratura frágil^[4].

Para tentar generalizar o conceito de Irwin e Griffith e aumentar as fronteiras da MFLE para materiais não tão frágeis, os quais apresentam alguma plasticidade, E. Orowan, nos anos 50, propôs adicionar tensão de superfície e trabalho de deformação plástica por unidade de área de trinca no critério de Griffith, resultando

---

^d *Charpy* – Ensaio com carregamento em modo de impacto em corpos de prova, para determinação da energia absorvida pelo material, durante seu processo de fratura.

em um termo γ_P , que basicamente é o arredondamento da ponta da trinca, devido à deformação plástica localizada, diminuindo a concentração de tensão nesta região pelo aumento do raio de curvatura da trinca. Esta “plasticidade limitada” gera uma blindagem, perturbando o campo de tensão da trinca, conforme ilustrado no lado esquerdo da Figura 3, extraído de Díaz et al ^[10]. A análise de Irwin permite a aplicação da MFLE, para materiais com uma plasticidade muito limitada ou para tensões baixas em relação ao limite de escoamento do material.

Figura 3 - Imagem mostrando a magnitude de tensões, através de técnica de termo elasticidade ^[10] e respectivo esquema indicando plastificação pontual na ponta da trinca.

A limitação da aplicabilidade da MFLE, conforme acima exposto, fomentou o desenvolvimento de outros modelos, sendo que nas décadas de 50 e 60 surgiu a MFEP (Mecânica da Fratura Elasto-Plástica). Nesta época, parâmetros importantes, como a integral J^e e $CTOD^f$, proposto por Eshelby ^[11] em âmbito de estudo de discordâncias em 1951 e Wells ^[12] em 1965, respectivamente, contribuíram para a previsão do comportamento da propagação de trincas em materiais dúcteis. Através da interessante observação prática de Wells, analisando o arredondamento na ponta das trincas em corpos de prova retirados de fraturas em estruturas soldadas, originou-se este parâmetro ($CTOD$ ou δ) para avaliar a sua tenacidade em modo comparativo, pois não trata de uma propriedade do material, sendo que sua determinação é realizada em condições com restrição à deformação não constante.

^e J – Integral de superfície, para caracterizar a deformação nas fronteiras da trinca.

^f $CTOD$ – Crack-Tip Opening Displacement

Na metade dos anos 60, Rice ^[13] apresentou uma nova medida de tenacidade, para descrever o caso em que existe deformação suficiente na ponta da trinca para a peça não obedecer ao regime linear elástico. Este autor assumiu uma deformação não linear elástica na frente da ponta da trinca (Integral J), limitada para o caso em que a deformação não se “estender” aos limites dimensionais da peça. O parâmetro elasto-plástico é conhecido como J_{IC} , sendo convencionalmente convertido para K_{IC} , para o estado de deformação plana, conforme a Equação (7), onde ν é o coeficiente de Poisson e E o módulo elástico. Observa-se que o método da Integral J , reduz-se à teoria de Griffith para o comportamento linear elástico.

$$K_{IC} = \sqrt{\frac{EJ_{IC}}{1 - \nu^2}}$$

Equação (7)

Para o futuro, a previsão de Newman ^[14] indica que a abordagem sobre o dano por fadiga será determinado pela dimensão da trinca, na qual a vida em fadiga, iniciada em uma descontinuidade pré-existente, será calculada por sua taxa de propagação, sendo caracterizado por uma tensão na ponta da trinca não linear e outros parâmetros de deformação, citados em seu artigo, ou ainda pela energia medida pela histerese cíclica. Este mesmo autor sugere que o crescimento de “trincas curtas” será considerado um caso típico e o crescimento de “trincas longas” próximas e no *threshold*⁹ um caso anômalo. Assim, os métodos para a previsão da fadiga necessitam desenvolver mecanismos para a determinação do crescimento de microtrincas, que são influenciados pela microestrutura e pelo meio ambientes, sob um histórico de carregamento complexo. Conforme citação traduzida do autor acima referenciado, esta proposta de abordagem deve “construir uma ponte entre os conceitos distintos de vida segura e tolerância a defeitos”.

---

⁹ *Threshold* – limiar da instabilidade de uma trinca.

2.1.4 Convergência da Fadiga com a Mecânica da Fratura

A união entre os conceitos de fadiga e da mecânica da fratura ocorreu de modo natural e progressivo, iniciado nos anos 50, conforme Newman ^[14], através das teorias da propagação de trincas utilizando os parâmetros de entalhe e concentração de tensões de Irwin ^[15] e Paris et al ^[16]. Alguns anos depois, este mesmo autor ^[17] mostrou que este parâmetro de entalhe é diretamente relacionado com o fator de concentração de tensões, se transformando na atual abordagem da tolerância a defeitos. O próximo passo nesta convergência foi o mecanismo de fechamento de trincas por fadiga apresentado por Elber ^[18], coincidindo com as primeiras utilizações do tratamento de análises numéricas por elementos finitos de Swedlow ^[19] apud Newman ^[14] para o estudo do campo de tensões elasto-plásticas na ponta da trinca. Finalmente, nos anos 70, Kitagawa e Takahashi ^[20] e Pearson ^[21] demonstraram que microtrincas (<0,5 mm em comprimento) cresciam com uma taxa maior que macrotrincas, quando correlacionadas com o fator de concentração de tensões. O desenvolvimento desta teoria, denominada *small-crack theory*, auxilia os projetos de produtos industriais, melhorando a assertividade das previsões da vida em fadiga dos componentes mecânicos. Recentemente Li et al ^[22], elaboraram uma revisão sobre esta teoria, apresentando alguns efeitos microestruturais sobre o crescimento da trinca e analisando sua aplicabilidade, através de previsões, para a vida total em fadiga.

2.1.5 Processo Fenomenológico

O dano por fadiga em um componente de engenharia apresenta estágios distintos, porém para a maioria das situações pode ser enquadrada nas seguintes etapas:

- a) Alterações, em nível cristalino, geram nucleação de danos permanentes;
- b) Formação de descontinuidades (trincas microscópicas);

- c) Propagação destas descontinuidades através de seu crescimento e união, formando macrotrinca;
- d) Propagação estável da macrotrinca dominante e
- e) Instabilidade estrutural ou fratura.

Estes estágios que geralmente são classificados como nucleação (I), propagação estável (II) e propagação instável da trinca (III), serão mais detalhadamente discutidos nos tópicos subsequentes.

Onde,

I) Múltiplas trincas iniciam sua propagação em máxima tensão cisalhante nos planos a 45°, em relação à direção de carregamento, interagindo com os microconstituintes do material;

II) Após uma interação crítica com estes grãos, uma das trincas em modo I, altera sua direção e se propaga perpendicularmente ao plano de máxima tensão de tração de maneira estável;

III) Ao atingir uma dimensão crítica, a propagação da trinca torna-se instável, fraturando o material no ciclo seguinte de carregamento.

A discussão sobre o mecanismo de início ou nucleação de uma trinca por fadiga pode se tornar filosófica, pois o tamanho crítico da superfície gerada pela tensão cíclica, ao ponto de ser considerado término da nucleação é questionável, principalmente em materiais “não ideais”, além de ser dependente do nível da escala de observação. Miller ^[23] mostrou que em monocristais esta fase inicial pode apresentar um considerável tempo, afirmando que em metais policristalinos pode-se assumir que esta fase não existe, já que o material de um componente de engenharia, tipicamente apresenta 10^3 grãos/cm² com uma diversidade de configurações dos concentradores de tensão, como contornos de grão, pontos triplos, marcas de usinagem, inclusões na subsuperfície, entre outros defeitos intrínsecos aos materiais, que podem induzir imediatamente a formação de uma trinca. Esta trinca propagará até ser desacelerada por um obstáculo microestrutural e/ou um campo de tensão/deformação. Como consequência, o limite de fadiga em metais é relacionado com a incapacidade de propagação de uma trinca, ou em termos matemáticos, a taxa de propagação da/dN é zero. Ora, considerando este ponto de vista, os modelos matemáticos para a propagação de uma trinca, em um

material de engenharia, deveriam sempre considerar que os defeitos naturais pré existem como potenciais concentradores de tensão.

Nucleação da Trinca

As trincas geralmente iniciam em superfícies livres do material, pois, normalmente, apresentam menores restrições à deformação plástica, contudo podem iniciar sub superficialmente, dependendo da resultante de distribuição das tensões e cenário microestrutural local. Cabe ressaltar que no interior dos materiais também pode haver superfícies em eventuais descontinuidades, como porosidades, interfaces de fases ou impurezas, além de efeitos dos contornos de grão.

Em metais puros a nucleação é associada com a movimentação de discordâncias e consequente escorregamento de planos, que é controlada pela tensão de cisalhamento local, induzida por concentradores de tensão/deformação e efeito entalhe. Entretanto em metais não puros ou “de engenharia”, a presença de descontinuidades ou defeitos no material como, por exemplo, inclusões em aços, afetarão o processo de nucleação de trincas. Schijve ^[24] mostra que em superfícies polidas de metais puros e ligas comerciais, a formação de trincas na ordem de 100 μm , pode consumir de 60 a 80% da vida em fadiga!

Um dos primeiros trabalhos que observaram o mecanismo de crescimento de microtrincas foi realizado por Forsyth ^[25], apresentando as bandas de deformação persistente (*Persistent Slip Bands PSB*), que formam intrusões ou extrusões na superfície livre do material, que “persistem” ou voltam a se formar, mesmo após sua remoção com polimento, mostrando que o início (estágio I) pode ocorrer na região do escorregamento em um grão com orientação favorável, conforme ilustração na Figura 4, adaptada de opus citatum Suresh ^[2] e uma publicação em âmbito da prática dos ensaios sobre fadiga, elaborada por Lee et al ^[26], lembrando que este fenômeno é mais notadamente significativo em materiais dúcteis.

Figura 4 - Esquema ilustrativo, alterado dos respectivos originais, mostrando início da formação de trincas em carregamento dinâmico, através da formação de *PSB* (*Persistent Slip Bands*) ^[2] e um modelo teórico de movimentação de discordâncias ^[26].

A parte da direita da figura, acima mencionada, apresenta um modelo para o fenômeno, sendo que o quadrante “A” ilustra a distância crítica para aniquilamento entre discordâncias em cunha e em hélice; “B” mostra a formação de extrusão, pelo escorregamento de planos e respectivos empilhamentos de discordâncias; “C” a deformação irreversível e tensão compressiva na banda de cisalhamento e “D” o efeito combinado de tensão remota (setas menores) e interna (setas maiores). A Figura 5 mostra um exemplo, de simulação por elementos finitos elaborado por Repeto e Ortiz ^[27], da concentração de tensões na superfície geradas pelo efeito das *PSB*.

Figura 5 - Simulação da rugosidade, mostrando deformação da malha após 65 000 ciclos em um cristal de Cobre ^[27].

A explicação da não reversibilidade das *PSB* foi argumentada nos anos 50, através de hipóteses de encruamento local, devido à movimentação de discordâncias e exposição com consequente oxidação da superfície do plano escorregado, travando

seu retorno. Suresh opus citatum, apresenta uma extensa discussão sobre o assunto, na qual são mencionados outros fatores que também influenciariam o escorregamento de planos, como a anisotropia elástica da estrutura cristalina, tamanho de grão, textura e obstáculos microestruturais e eventualmente a energia de falha do empilhamento (EDE), porém este último talvez não se aplique conforme explicado no parágrafo seguinte.

Para o futuro próximo, o autor acredita que um dos próximos passos importantes para a compreensão do fenômeno da fadiga, especialmente em seus estágios iniciais é o estudo no âmbito da teoria das discordâncias e respectivos fenômenos de plastificação pontual gerada nos cristais localizados nas regiões mais influenciadas pelas tensões atuantes no sistema, conhecida por *Discrete Dislocation Dynamics (DDD)*, primeiramente introduzida no final da década de 80 por Lepinoux; Kubin ^[29] evoluindo com auxílio computacional e criando simulações numéricas, exemplificadas na Figura 6, onde é apresentado um exemplo, em vista tridimensional, da nucleação de um conjunto de discordâncias em um contorno de macla, extraído de uma proposta para projeto ^[28] de modelamento de fadiga baseado em *DDD*.

Figura 6 - Simulação atomística de nucleação da discordância em contorno de macla (1..4) a partir de uma superfície livre ^[28].

Outro exemplo interessante é apresentado na Figura 7, extraída do recente trabalho de Brickmann, Giessen ^[30], mostrando de modo esquemático um didático modelo,

após uma simulação dos pré-estágios de uma trinca em cristais submetidos a carregamento cíclico, realizada através de uma abordagem baseada em um modelo de dinâmica das discordâncias, denominada pelos autores como “modo discreto”.

Figura 7 - Esquema de um grão submetido a carregamento cíclico paralelo à superfície livre e respectivo resultado das tensões principais σ_I , normalizadas pela máxima tensão aplicada $\sigma_{\max}$, porém com a superfície livre invertida para o lado de cima da figura, modificada a partir de Brickmann, Giessen^[3b].

Este modelo estuda o comportamento no limite da relação de Paris, considerando uma tira semifinita e bidimensional através de um “monocristal quadrado” de alumínio com deformação plástica pontual na sua superfície livre da tira e o restante do material com deformação elástica. Ainda, o cristal contém alguns obstáculos, como por exemplo, um arranjo de discordâncias tipo “floresta” ou mesmo um eventual precipitado que interage com discordâncias em cunha em três sistemas de escorregamento contidos em planos à 60° entre si (CFC), com um deles favoravelmente orientado a 45° em relação à direção da tensão, que interagem através de regras constitutivas, resultando na figura do lado direito, que simula um grão com dimensões de 2 x 2 μm , com as propriedades elásticas do alumínio após 350 ciclos com picos em 150 MPa. Os resultados deste trabalho mostram que a densidade de discordâncias aumenta de modo exponencial, principalmente no início do carregamento, contudo tendem a uma saturação, gerando maior concentração de tensões na superfície livre, nos contornos do grão bem como nos sistemas primários de escorregamento dentro do grão. Entretanto estas tensões não apresentam magnitudes suficientes para gerar uma decoesão interatômica, pois conforme afirmado pelo autor, seria necessário maior aporte de recursos computacionais, já que os atuais limitam a quantidade de ciclos! Apesar desta condição restritiva, o modelo apresentaria dois modos distintos de fratura, sendo que para fadiga de baixo ciclo seria transgranular e para alto ciclo intergranular.

Reflexão sobre o estágio I (nucleação da trinca)

‘Sob o ponto de vista tecnológico, o retardamento da nucleação da trinca ou mais precisamente a restrição de sua propagação em um processo de fadiga mecânica, considerando um defeito natural pré-existente, é um aspecto crítico para o desempenho de um componente de engenharia, principalmente os não estruturais como os elementos de máquina ou as molas, que são objetos deste estudo. Assim, obviamente, deve ser primordial a atuação em fatores e características que possam influenciar este estágio. Portanto, conforme a breve revisão apresentada até o momento, o autor acredita que se possa inferir, de modo simplista, que para impedir ou postergar o processo de propagação da trinca, bastaria dificultar a movimentação das discordâncias e respectivos escorregamentos dos planos cristalinos no estágio I e/ou expandir o limiar entre este estágio e o estágio II. Esta restrição de sua movimentação poderia ser realizada através dos diversos mecanismos clássicos citados nos livros texto sobre transformações de fase, como aumento de barreiras por refino de grão, interferência da rede cristalina através de precipitados gerados pelos elementos de liga ou devido ao aumento de densidade de discordâncias por volume, obtido através de transformação de fase e/ou conformação mecânica. Todavia, para o caso particular do regime ultra-alto ciclo, o autor acredita que possam existir outros fatores, ainda não claramente conhecidos. ’

Propagação da Trinca

A transição da nucleação (estágio I) para o crescimento estável da trinca (estágio II) ocorre no momento de alteração do mecanismo de propagação, passando de cisalhamento dos planos cristalinos em 45° , para 90° em relação ao plano de carregamento, conforme ilustrado na Figura 8 adaptada de Ashby e Jones ^[31]. Esta alteração de estágio envolve uma quantidade crítica dos sistemas de escorregamento ativados na ponta da trinca, porém aparentemente este mecanismo não está claramente explicado. Neste cenário a continuação do processo de

propagação da trinca, ou estágio II pode ocorrer próximo ao primeiro contorno de grão. Schijve ^[33] relata que estes contornos de grão contribuem significativamente para a taxa de crescimento das microtrincas.

Figura 8 - Estágios iniciais (I e II) do início de trincas em um processo de fadiga, modificada a partir de Ashby; Jones ^[31].

A propagação da trinca no estágio II pode apresentar duas características típicas, onde a aparência macroscópica foi historicamente conhecida como “marcas de praia” ou “marcas de repouso”, pois se acreditava que era formada quando a solicitação alternada era interrompida. Na realidade estas marcas também são produzidas quando ocorre uma alteração significativa (amplitude, frequência,...) no ciclo de carregamento. Por outro lado, existe uma aparência microscópica, que pode ser considerada uma “assinatura” da presença de fadiga, caracterizada por marcas concêntricas na superfície de fratura, conhecidas como estrias, que são mais facilmente visualizáveis em metais dúcteis, exemplificadas na Figura 9, extraída do ASM HANDBOOK ^[32]. Apesar de algumas condições limites, como solicitações muito altas ou baixas a visualização das estrias pode ser dificultada, ou mesmo ocorrer uma propagação através de outros mecanismos.

Figura 9 - Marcas de estrias devido ao carregamento com amplitude variável, em chapa de alumínio AA 2024-T3. Modificada a partir de ASM HANDBOOK ^[32].

Esta publicação ^[32] menciona um “quarto” mecanismo de fratura frágil, chamado de “quasi-clivagem”, entretanto o autor acredita que se trata de uma combinação de mecanismo misto de clivagem e alvéolos, muito comum em aços estudados neste trabalho.

A transição para o estágio III (fratura instável) ocorre quando material atinge um estado de triaxialidade na ponta da trinca, que não mais admite a criação de superfície em modo alternado, atingindo o limite da tenacidade à fratura do material para a dimensão da trinca em questão. Em geral, próximo ao final deste estágio de propagação, o plano da trinca pode inclinar em aproximadamente (45°) em relação ao eixo de carregamento, produzindo um formato típico de fratura conhecida como lábios de cisalhamento (*shear lips*), ilustrada na Figura 10, extraída do ASM HANDBOOK ^[32]. Curiosamente esta região, de fato não foi “cisalhada”, pois conforme a figura citada, a tensão está aplicada em modo I, ou seja, perpendicular à abertura e crescimento da trinca. Outra observação é que a superfície pertencente a região dos lábios de cisalhamento contém hachuras que representariam as estrias de fadiga, ou que seria um contracenso, pois trata-se de região de fratura abrupta.

Figura 10 - Esquema de propagação de uma trinca em um processo de fadiga, através de esforços cíclicos trativos e formação de “lábios de cisalhamento” (*shear lips*), modificada a partir de do ASM HANDBOOK ^[32].

Outro fato interessante, anteriormente citado nos tópicos de história e observado por Elber ^[34] em 1968, é o contato que ocorre entre as superfícies da trinca durante o ciclo de carregamento, cujo material deformado permanece em contato sem a força aplicada durante o carregamento, através de um fechamento por indução plástica, introduzindo os conceitos de fechamento de trinca e variação efetiva do fator intensidade de tensão, ΔK_{ef} . Inicialmente este fenômeno foi relacionado com as tensões residuais pela plastificação à frente da trinca, contudo a partir deste conceito de fechamento de trinca, outros mecanismos foram descobertos, como o alisamento de superfície por Halliday e Beevers ^[35] e a presença de partículas de desgaste dentro das trincas por Paris et al ^[36] e Suresh et al ^[37], que causam o contato prematuro entre superfícies recém-formadas, ilustrado na Figura 11. Uma compilação abrangente sobre a mecânica do fechamento da trinca foi elaborado por Newman e Elber ^[38] e Newman ^[39].

Figura 11 - Desenho mostrando distintos mecanismos de fechamento da trinca, modificada a partir de Suresh et al ^[37]

Recentemente Kujawski e Stoychev ^[40] avaliaram quatro métodos de medição do fechamento, discutindo os principais causadores da dispersão dos dados e também como alguns métodos distintos abordam este fato, introduzindo um parâmetro de correlação K^* , que apesar de apresentar resultados melhores, em comparação ao modelo de Elber, ainda apresenta uma considerável dispersão.

Ao final da década de 90, Sadananda e Vasudevan ^[41] expuseram uma nova vertente, denominada “Abordagem Unificada” que desconsidera a medição do fechamento de trinca, descrevendo as taxas de propagação através de dois parâmetros de carregamentos independentes. Fisicamente o conceito é baseado em eventuais tensões residuais, bem como no fato de que a zona plástica monotônica predomina sobre a zona plástica cíclica, assim o efeito da plastificação na ponta da trinca é influenciado mais pelo fator de intensidade de tensão (K_{max}) do que pela variação da concentração de tensão (ΔK).

2.1.6 Previsão da Vida

A vida útil ou durabilidade de um componente é um dos maiores interesses em um projeto. O estudo da fadiga mecânica apresenta uma importância considerável, devido a sua taxa de incidência, conforme anteriormente mencionado. Assim, a previsão de um número mínimo de ciclos de carregamento antes de falhar ou fraturar é geralmente estimado durante a fase de concepção de projetos. Ao longo dos anos foram desenvolvidas várias técnicas para realizar uma previsão razoavelmente assertiva, porém a maioria é baseada em métodos empíricos, através de ensaios em níveis laboratoriais devido ao elevado custo em ensaiar a estrutura real, apresentando pouca generalidade e de difícil aplicação em análise estrutural computacional. A maioria desses métodos é baseada em critérios de falha pontual, limitados a casos particulares, inviabilizando a análise de componentes com forma e tipos de carregamentos mais complexos. As metodologias mais atuais utilizam modelos matemáticos e ensaios com carregamentos em espectro.

Os modelos matemáticos, em geral se baseiam em duas abordagens tradicionais, que são em modo analítico, integrando a Equação (3), ou em modo numérico através de elementos finitos (geração de malha). O carregamento em espectro, ou seja, submeter o material à fadiga em amplitude com carga variável apresenta uma dificuldade que é a contagem do número de ciclos em um determinado carregamento, portanto surge a necessidade de padronização destes métodos, também conhecidos como *Rainflow*, como por exemplo, a ASTM E1049-45 ^[42], no qual a construção do espectro pode ser baseada em leituras realizadas nas próprias estruturas através de técnicas de instrumentação. Conforme Sunder ^[43] o efeito da amplitude, está diretamente relacionado ao escorregamento de planos devido à extensão do carregamento cíclico reverso, enquanto que a influência da tensão principal é conhecida somente através de correlação e geralmente não são identificados seus respectivos mecanismos, porém aparentemente estariam relacionados com o ambiente ou microambiente na região do binômio trinca/tensão.

Elaborar um modelo de previsão de vida em fadiga, para componentes de engenharia, submetidos a carregamentos típicos de aplicação real, é bastante

desafiador, pois no cenário industrial, o carregamento cíclico regular é pouco provável, sendo os carregamentos não regulares ou em espectro, absolutamente predominantes. Assim, para compreender e modelar esforços dinâmicos complexos torna-se necessário introduzir o conceito de acúmulo de danos, proposto por Palmgren há 80 anos, associado à regra de dano linear de Miner, onde cada ciclo de carregamento resulta em um acúmulo de alterações irreversíveis na estrutura (em nível atômico, cristalino ou mesmo macroscópico), do material até atingir um valor crítico, no qual existe uma inflexão negativa na curva de vida do componente. Fatemi e Yang ^[44] analisaram mais de 50 modelos de danos por fadiga e concluíram que não há um modelo universalmente aceito, sendo suas aplicabilidades dependentes de cada caso em particular. Ainda, os “danos” no estágio I, são distintos em relação ao modo II, que podem ser *PSB* e estrias respectivamente, conforme anteriormente explicado, determinando mais uma variável no modelo. Outro fato que torna a previsão da vida em fadiga um desafio, é que a condição de similaridade entre resultados obtidos em uma condição de escala laboratorial e o respectivo componente real poderão não ser obedecidos, devido à complexidade intrínseca do sistema e influência de fatores desconhecidos ou inesperados, como por exemplo, a condição ambiental.

Intuitivamente, pode-se inferir que a ordem de geração de danos ao material, produzidos através de níveis distintos de amplitude de tensão, apresenta interação entre si, ou seja, a vida útil do componente dependeria de seu histórico de carregamento, contudo não é tão intuitivo imaginar que a vida deste componente será menor se o bloco de ciclos de baixa carga for aplicado antes dos ciclos de maior carga. Esta constatação experimental diverge da regra de linearidade de Palmgren-Miner, surgindo assim necessidade de um critério de previsão de vida em fadiga que considere a interação de cargas e seus respectivos danos, todavia mesmo o estado da arte em previsão, fornece somente soluções aproximadas para este problema de Engenharia, conforme apresentado por Fatemi e Yang ^[44].

Conforme a Equação (3), P. C. Paris apresentou uma correlação entre parâmetros da MFLE (Mecânica da Fratura Linear Elástica) com a propagação de trincas em fadiga, permitindo um método simples para estimar a taxa de crescimento de uma trinca, entretanto conforme sempre didaticamente debatido em aulas de

Comportamento Mecânico dos Materiais, a dimensão do defeito, na prática, é raramente conhecida, além da influência da geometria do componente e da tensão média. O fenômeno da propagação de “trincas curtas” e a influência da sobrecarga e subcarga, também corroboram contra a hipótese da linearidade da propagação da trinca. Sadananda et al ^[45] estudaram a influência de sobrecargas na propagação de trincas por fadiga, concluindo que tensões residuais geradas pela plastificação, seria o maior fator de contribuição para o retardamento da trinca, porém esta proposta não é consenso entre muitos pesquisadores.

2.2 MOLA PARA VÁLVULA AUTOMOTIVA

A mola para válvula empregada em motores de automóveis é um exemplo primoroso da engenharia de materiais, visando obter adequada resistência à fadiga mecânica em um produto submetido a uma elevada quantidade de ciclos durante sua vida funcional, sem apresentar um taxa crítica de problemas, para poder ser considerado um produto com uma durabilidade aceitável pelo exigente mercado de bens móveis duráveis.

Assim, em serviço, a vida total em fadiga (N_f) desta classe de produtos, normalmente ultrapassa o clássico limite de fadiga convencional em regime de alto ciclo, observado por Wöhler em 10^7 ciclos. Este “limite”, a princípio, seria restringido por barreiras microestruturais que impediriam a propagação de trincas, porém atualmente este regime “pós-alto” ciclo é mundialmente conhecido como *super-long*, *ultra-long* ou ainda *very-high e ultra-high cycle regime* ($N_f > 10^7$ ciclos), muito comum em lâminas para turbina aeronáutica submetida à vibração, mesmo sob um relativo alto nível de amplitudes e magnitudes de tensão.

Uma constatação importante, é que não foram encontrados dados estatísticos sobre o fornecimento mundial de molas para veículos, contudo estimam-se através da produção atual de veículos (58×10^6) carros de passeio, que sejam fabricadas 500 kt/ano de molas helicoidais para aplicação em válvulas e no sistema de suspensão, fabricadas com aço de alta-resistência Si-Cr. A mola para válvula e a mola para

suspensão, assim como diversos outros componentes veiculares, sofreram alterações visando diminuição de massa em seus projetos através do aumento das tensões, principalmente por motivos de economia de energia e recursos naturais, pois se estima que, por exemplo, para o caso da mola da suspensão, um aumento de 100 MPa em sua resistência à tensão cisalhante, poderia gerar uma economia de 10 % em massa na mola. Assim, os projetos antes da crise do petróleo (1974) prescreviam tensões entre 800 a 900 MPa, que foram aumentadas para 1000 a 1200 MPa nos dias atuais. Com o aumento gradativo das tensões de projeto e consequentemente a dureza, o material apresentou maior sensibilidade à concentração de tensões, dificultando o desenvolvimento de molas com tensões acima de 1200 MPa, assim novas tecnologias de fabricação estão ainda em desenvolvimento, necessitando mais estudos na área.

2.2.1 Conceito e Processo de Fabricação

Funcionalmente, as molas para válvula de motores automotivos, ou simplesmente mola válvula, trabalham em modo alternado, promovendo a força necessária para o retorno das válvulas de admissão da mistura e exaustão dos gases, após seu acionamento pelo eixo comando de válvula, conforme esquematizado na Figura 12.

Figura 12 - Seção de motor exposta no Zentrallabor VW AG em Wolfsburg, com vista interna dos componentes na câmara de combustão e desenho esquemático do trem-de-mola válvula.

O processo alternado de funcionamento ocorre para todos os pares de válvulas de cada câmara de combustão do motor, sob uma temperatura da ordem de 80 °C, para carros de passeio.

Molas válvula são produzidas através de enrolamento a frio ou a quente, a partir de arames previamente trefilados em seu diâmetro final. Além da escolha adequada do material, existem muitas estratégias (subprocessos de fabricação) para melhorar o desempenho do produto, principalmente em relação à sua vida em fadiga e estabilidade elástica, como altas taxas de deformação no arame, baixa granulação austenítica, rápido aquecimento através de meios indutivos, alteração do momento de inércia da seção resistiva (ovalização), variantes de um tipo de beneficiamento posteriormente explicado, conhecido como jateamento (*shot peening*), que pode ser aplicado em mola comprimida (*stress peening*), em múltiplas etapas (*multi* ou *double shot peening*), com esferas mais rígidas (*hard shot peening*), em temperatura (*warm shot peening*) ou ainda tratamentos termoquímicos como revenimento realizado abaixo da temperatura ambiente e nitretação ou ainda, uma calibração final da mola (*pre-setting* e *setting*) em temperatura ambiente ou a morno.

Jateamento por Granalha (*Shot Peening*)

Uma etapa de fabricação importante, cujo objetivo é o aumento da vida em fadiga do material, é a aplicação de um jateamento por partículas rígidas (granalhas), que são geralmente esferas ou cilindros de aço com variantes cerâmicos, também conhecido no meio industrial como *shot peening*. Este processo, esquematizado na Figura 13, consiste em introduzir uma deformação plástica na superfície da peça, gerando tensões residuais compressivas, que aumentam a vida em fadiga, através da limitação da propagação de trincas, pois conforme explicado no item nucleação de trincas, as superfícies livres são regiões preferenciais para o início da fadiga.

Figura 13 - Esquema mostrando deformação plástica na região de impacto de esferas com respectiva formação de tensões residuais compressivas opostas à tensão trativa geradora de trincas.

Este processo, bem como as técnicas para o controle da qualidade é conhecido desde meados de 1930, conforme publicação de Champaigne ^[47], a qual contém uma compilação histórica das especificações para este processo. Na prática industrial atual mais comum, a superfície da mola é jateada por esferas, geralmente de aço, com uma energia cinética suficientemente grande para deformar plasticamente a superfície, controlando variáveis de processo em função das durezas de ambos os materiais (esfera e mola), garantindo o nível e respectiva profundidade de tensão residual desejada, evitando o excesso ou ausência para não causar problemas, como microtrincas superficiais ou pouco recobrimento de superfície ^h, respectivamente. O trabalho de Shiwaku et al ^[48] mostra valores típicos de processo de *shot peening* em molas válvula, sendo o diâmetro da esfera 0,7 mm com fluxo de jato de 85 kg/minuto, durante 20 minutos e com cobertura acima de 95%.

As tensões residuais geradas por este processo de deformação plástica superficial são conhecidas como macro tensões ou tensões de nível I, as quais são oriundas da interação entre distintas “camadas do material” devido ao gradiente de deformação plástica. Esta classificação depende da escala de observação, sendo que o tipo II é designado para o nível intergranular gerado pela distinta orientação dos planos cristalinos e/ou das propriedades térmicas e elásticas entre grãos de materiais policristalinos. O nível III é definido em escala atômica e foi originado pela coerência entre interfaces e campos de tensões das discordâncias, conforme explicado por Withers; Bhadeshia ^[49] através da Figura 14.

^h Cobertura – área da superfície do material afetada pelo jateamento.

Figura 14 - Classificação dos campos de tensões residuais (I, II e III) de acordo com a escala de observação^[49].

Este mesmo trabalho descreve oito técnicas mais utilizadas para a medição de tensões residuais, porém atualmente a técnica mais usual na indústria, para o caso de molas, é a difração por Raios-X ou *X Ray diffraction (XRD)*, na qual a amostra é exposta a uma varredura em arco por feixe de raios-X que interage com o reticulado gerando padrões de difração com picos, assim a deformação do reticulado cristalino pode ser medida e associada a uma magnitude de tensão residual que é determinada pelas constantes elásticas, assumindo uma distorção linear elástica de um determinado plano do reticulado cristalino, conforme esquematizado na Figura 15.

Figura 15 - Difração dos Raios-X pelo arranjo cristalino e respectivo esquema mostrando os planos de difração paralela à superfície, com as tensões principais na superfície da amostra.

A técnica utiliza a lei de Bragg (Equação (8)) para medir a alteração do espaçamento interplanar d , correlacionando com a deformação ϵ , para um determinado comprimento de onda λ , através da variação de incidência de um feixe de elétrons

com ângulo $\Delta\theta$, resultando na Equação (9), onde a deformação calculada permite calcular a tensão, utilizando as constantes elásticas do material.

$$\lambda = 2d \sin \Phi$$

Equação (8)

$$\varepsilon = \frac{\Delta d}{d} = -\cot \theta \Delta \theta$$

Equação (9)

Para o caso geral, de medição da tensão em qualquer direção da superfície σ_ϕ , conforme a teoria da elasticidade para um sólido isotrópico cuja deformação é dada pela Equação (10), a tensão pode ser calculada pela Equação (11).

$$\varepsilon_{\phi\phi} = \frac{1+\nu}{E} (\sigma_1 \cos^2 \phi + \sigma_2 \sin^2 \phi) \sin^2 \phi - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2)$$

Equação (10)

$$\sigma_\phi = \frac{E}{(1+\nu) \sin^2 \phi} \left(\frac{d_\phi - d_n}{d_n} \right)$$

Equação (11)

Seria interessante correlacionar a tensão residual induzida por *shot peening* e resistência à fadiga, porém Guagliano; Vergani ^[50] afirmam que atualmente não existem critérios quantitativos, baseados em modelos matemáticos para elaborar esta correlação, porém seu estudo deve ser baseado na Mecânica da Fratura. Estes pesquisadores realizaram pesquisas em aços de alta resistência, mostrando que este processo é mais eficaz para impedir a propagação de trincas, através de sua influência no ciclo de abertura efetivo da trinca, do que para impedir a iniciação da trinca. A Figura 16, elaborada através de simulação por elementos finitos, mostra o mapa de tensões axiais na frente da trinca quando sua ponta está parcialmente fechada ou completamente aberta em uma superfície apresentando tensões residuais.

Figura 16 - Cálculo de tensões axiais. Próximo à região na frente da trinca parcialmente fechada (figura esquerda) e totalmente aberta (figura direita) ^[50].

Nota-se que para o caso da configuração da trinca parcialmente fechada, a extremidade da trinca na superfície livre está também fechada, enquanto que a outra extremidade na região mais profunda na frente da trinca está aberta, devido à influência da tensão residual compressiva, conforme afirmado pelos respectivos responsáveis pela simulação.

O autor acredita que existe outro efeito inibidor, muito significativo, da nucleação da trinca, além da magnitude de tensão residual, principalmente no estágio I, que é a formação de barreiras para movimentação de discordâncias, devido à geração de uma maior quantidade de defeitos no reticulado cristalino induzido pela deformação plástica, porém a mensuração e/ou equacionamento deste fator no efeito de início da fadiga não foi encontrada na literatura.

Após o carregamento cíclico as tensões residuais eventualmente podem relaxar, diminuindo sua magnitude. Torres e Voorwald ^[51] realizaram experiências com aço AISI 4340 temperado e revenido, demonstrando que dependendo do nível de tensão remota aplicada e número de ciclos, pode ocorrer um significativo e constante relaxamento destas tensões residuais principalmente com altos carregamentos. Este efeito, a princípio indesejável, pode ser minimizado através de variantes de estratégias de processo, como a aplicação em conjunto de *stress peening* e *warm penning* (anteriormente explicado), a qual gera um efeito de envelhecimento dinâmico em deformação, conforme postulado por Wick et al ^[52] e Tange et al ^[53] em uma mesma época, contudo não foram encontrados trabalhos publicados que tentam prever este efeito através de modelos matemáticos. Existem diversas outras variáveis, como altas temperaturas, geometria dos corpos de prova, alterações

microestruturais, efeitos do ambiente que podem gerar uma relaxação, porém não são correlatos às variáveis estudadas neste trabalho. A Figura 17, adaptada de Schulze [54], mostra que este processo apresenta um maior nível de tensões residuais compressivas em relação aos processos convencionais durante um carregamento cíclico. Nota-se que o processo “sp/290”, ou seja, *stress peening* aplicado sob uma temperatura de 290°C apresentou o menor nível de tensão residual compressiva no início e também no final dos ciclos de carregamento.

Figura 17 - Redução da tensão residual compressiva durante um carregamento cíclico, realizado com variantes de *shot peening*, modificada a partir de Schulze [54].

Apesar de a literatura apresentar uma vasta discussão sobre as consequências desta etapa (jateamento) da fabricação de molas, não foi encontrado uma publicação específica sobre o efeito da transformação de austenita retida em martensita, através de deformação plástica em baixa temperatura, conhecido como efeito *TRIP*ⁱ, pois aparentemente esta classe de produtos não apresenta uma quantidade significativa de ilhas de austenita retida, que poderia influenciar em seu desempenho. Todavia, o tratamento térmico proposto (austêmpera) pode gerar molas com microestruturas bainíticas, contendo austenita retida superior a 5%, ou seja, frações volumétricas típicas para esta classe de aços. Assim, esta transformação martensítica induzida por deformação é responsável pelo aumento da tenacidade do material (Furnémont et al [55]) e eventualmente poderá influenciar na vida em fadiga, porém na opinião de Dijk [56], a atual compreensão dos mecanismos estabilizadores da austenita retida nos aços *TRIP*, ainda é limitada.

Outro fator que dificulta a caracterização da região encruada é a dificuldade da determinação da fração volumétrica da austenita retida, pois em geral, podem-se

ⁱ *TRIP* – Transformation Induced Plasticity

utilizar técnicas destrutivas e não destrutivas, conforme Figura 18, extraída da tese de Anazawa ^[57], porém neste mesmo trabalho nota-se que para níveis de 5% de austenita retida em aço Si-Cr-Ni, geralmente, os erros são relativamente grandes principalmente para a técnica de difratometria por Raios-x, devido à falta de clareza dos picos do Fe γ , cujos parâmetros de rede podem ter sido alterados pelo processamento ou tratamento térmico do material.

Técnica	Quantidade observada	Volume investigado	Ref.
Difração de Raios X	Picos de difração	Camada superficial	1, 2, 3, 4, 5
Difração de nêutrons	Picos de difração	Volume	6
Metalografia/MEV	Grãos com ataque colorido	Camada superficial	7, 8, 9, 10, 11, 12, 13
Mössbauer	Espectro de transmissão	Filme fino	14
Magnetização	Magnetização de saturação	Volume	5
Dilatometria	Mudança de comprimento	Volume	15
Microscopia de Força Atômica (MFA)	Topografia	Volume	16

1 - SAKUMA; MATSUMURA; TAKECHI, 1991; 2 - ITAMI; TAKAHASHI; USHIODA, 1995; 3 - BASUKI; AERNOUDT, 1999; 4 - SUGIMOTO et al., 2000; 5 - ZHAO et al., 2001; 6 - BOUET et al., 1998; 7 - ANAZAWA et al., 2006; 8 - ABDALLA et al., 2004; 9 - HASHIMOTO, 2004; 10 - PEREIRA, 2004; 11 - JEONG; MATLOCK; KRAUSS, 1993; 12 - ITAMI; TAKAHASHI; USHIODA, 1995; 13 - JACQUES J. P.; LADRIÈRE, DELANNAY, 2001; 14-MIJOVILOVICH et al., 2000;15-ALI et al, 1993; 16 - ROS-YÁÑEZ; HOUABAERT; MERTENS, 2001.

Figura 18 - Comparação das características de diferentes técnicas para análise da fração de volume da austenita retida ^[57].

2.2.2 Material e Qualidade

Atualmente, os materiais mais utilizados para a fabricação desta classe de molas são os aços Si-Cr e Si-Cr-V, temperados e revenidos, internacionalmente conhecidos como *super clean* ou *valve spring quality*, desoxidados ao silício, em substituição aos clássicos aços SAE 6150-M ou ASTM A230, desoxidados ao alumínio, muito utilizados nos anos 80. Esta classe de aços é atualmente empregada devido à maior estabilidade do nível de dureza e tensões do material durante o processo de revenimento, principalmente pela influência do Si, sendo que

a resistência à tração do arame varia em relação ao seu diâmetro que normalmente se encontra na faixa entre 2 a 5 mm, com valores entre 1800 a 2100 MPa (exemplo SAE 9254 e ASTM A877). O tamanho de grão normalmente prescrito em normas de fornecimento é ASTM G8, ou mais fino, pois como é de consenso entre os profissionais da área, o refino de grão é uma das formas mais efetivas de melhorar a tenacidade e resistência à fadiga.

Desde os anos 80, houve uma significativa e progressiva evolução deste produto, cuja matéria prima dos arames (fio máquina) apresentou uma melhoria na resistência à fadiga devido à popularização do processo de *shaving* (descascamento), que diminuiu a incidência de defeitos superficiais, bem como o aumento do grau de pureza, coincidindo com o advento do lingotamento contínuo com agitação magnética do banho na panela e desoxidação ao silício, promovendo inclusões menos duras em relação à desoxidação ao alumínio e aos avanços conseguidos no processo de refino secundário do aço a vácuo. Os pioneiros nesta evolução foram siderúrgicas japonesas, porém hoje é possível encontrar produto similar na Europa. Shiwaku^[48] afirmam que a alteração de processo daquela época, em uma determinada empresa, resultou em uma diminuição de 40% na dimensão das inclusões, passando de 5,9 μm para 3,6 μm de espessura média em regiões próximas à superfície do produto, bem como em sua quantidade, por volume de material produzido. Neste mesmo período, o desenvolvimento de novos métodos para análise de inclusões, também contribuiu para esta melhoria, como exemplo a técnica de dissolução ácida para análise total das impurezas.

A importância da seleção de materiais para molas suscitou a necessidade de elaborar catálogos técnicos para orientação de projeto, dentre os quais, por exemplo, uma entidade especializada no tema em questão, a JSSE^j, elaborou um livro intitulado *Materials for Springs*^[58] contendo diversos materiais metálicos, além de poliméricos e inorgânicos como cerâmicos e a base de carbono. Este catálogo mostra que o módulo de rigidez em cisalhamento G e o módulo de Young E para aços mola temperados ou trefilados estão na ordem de 78,5 e 206 GPa, respectivamente. Cabe lembrar que praticamente toda família de aços se enquadra nesses valores.

---

^j JSSE – Japan Society of Spring Engineers

Ainda, apesar deste referido manual técnico não citar aços austemperados como alternativa para fabricação de molas válvula, existe uma observação sucinta recomendando sua aplicação em tiras de aço, na qual se afirmam que, para uma mesma dureza, o aço bainítico apresenta algumas vantagens como flexibilidade e menor distorção após o tratamento térmico, além de menor sensibilidade à fragilização por hidrogênio.

Defeitos de fabricação

Existem diversos tipos de defeitos de fabricação que podem gerar fadiga prematura em molas válvula. Uma compilação destes defeitos, que geraram falhas em serviço, pode ser visualizada no manual *Qualität Von Schraubenfedern* ^[59], no qual os autores reportam que após o advento do controle da qualidade através de ensaios não destrutivos no controle da qualidade da produção, a probabilidade de produzir molas com defeitos relevantes diminuiu de 1:600 para 1:600.000, porém é consenso entre diversos profissionais da área de fabricação e aplicação de molas válvula, os quais o autor entrevistou que o desafio futuro será a eliminação ou neutralização total de impurezas, pois as descontinuidades superficiais geradas pelo processo produtivo, que historicamente sempre foram os maiores causadores de falhas em fadiga são totalmente controláveis por processos não destrutivos como *Eddy Current*, que atualmente podem detectar defeitos ou descontinuidades superficiais de até 100 µm.

O efeito deletério das inclusões na vida em fadiga de peças com alta resistência é conhecido há muito tempo, conforme mostrado no trabalho de Cummings et al ^[60], porém existem limitações técnicas e econômicas para a produção de aços limpos ou eventualmente isentos de inclusões. Zhang e Thomas ^[61] elaboraram uma recente revisão sobre o estado da arte no controle e avaliação da limpeza em aços acalmados ao alumínio, discutindo 20 métodos diretos e indiretos mais comumente utilizados para avaliação de impurezas, sendo que para o caso particular de arames, as aciarias reportaram uma dimensão de inclusão típica máxima de 20 µm,

Nitrogênio ≤ 60 ppm e Oxigênio Total ≤ 30 ppm e concluíram que atualmente não existe um método único e ideal para esta avaliação, pois divergem em foco investigativo e de controle da qualidade, sendo necessário aplicar várias metodologias para obter resultados satisfatórios. A experiência prática do autor desta tese, alinhada a opiniões dos especialistas do mercado de fabricantes de molas, mostra que existe um limiar de amplitude de tensão para esta classe de produto, que influencia a região de início de fadiga. Esta região pode ser potencialmente gerada na superfície (para o caso de amplitudes relativamente altas) ou nucleada sub superficialmente (para amplitudes relativamente baixas), com início geralmente em inclusões. A localização destas inclusões no material em relação à distribuição de tensões, bem como sua dureza ou deformabilidade, composição química e fator de forma são fatores de influência para o desempenho em fadiga do componente, conforme exemplificado na Figura 19 à Figura 21, extraída da revisão sobre fadiga em molas válvula de Serbino e Tschiptschin ^[62] e também retiradas da biblioteca de imagens particular do autor, mostrando superfícies de fratura, obtidas por MEV (Microscopia Eletrônica de Varredura), em mola para válvula e mola para suspensão, fabricadas em aço DIN 54SiCr6 temperado e revenido, respectivamente. Estas imagens mostram situações típicas encontradas em aços de alta resistência, com fadiga iniciada superficialmente em um defeito de laminação, bem como sub superficialmente em uma região sem “defeitos” e em outra em inclusões não metálicas, respectivamente, após carregamentos dinâmicos em testes de bancada.

Figura 19 - Imagem obtida em MEV mostrando defeito localizado na superfície (*bottom faults*) na fratura de uma mola válvula (DIN 54SiCr6) temperada e revenida.

Figura 20 - Imagem obtida em MEV mostrando marcas de praia na superfície de fratura em uma mola válvula (DIN 54SiCr6 temperada e revenida) falhada após 560 horas, testada em dinamômetro de bancada, iniciada em uma região aparentemente “sem defeitos”.

Figura 21 - Imagem obtida em MEV, da superfície de fratura de uma mola de suspensão (DIN 54SiCr6 temperada e revenida) falhada após $2,6 \times 10^5$ ciclos, testada em bancada, mostrando o início da trinca em uma inclusão não metálica.

Este aparente cenário “limítrofe da qualidade” é motivo de preocupação entre as montadoras de veículos, pois a fratura da mola é considerada crítica, pois leva à pane veicular, que causa muita insatisfação ao usuário. Por esta razão, a *IVSWMA*^k, representando a quase totalidade mundial dos fabricantes de arame para molas válvula, publicou um manifesto em 2006^[63], na qual declara que, mesmo utilizando o estado da arte em fabricação e controle de impurezas do aço, comercialmente conhecido como *super clean*, a presença de inclusões é inevitável. Assim, baseado em declarações informais de diversos fabricantes de mola válvula, bem como montadoras de veículos, o autor estima que atualmente este produto falhe em

^k *IVSWMA – International Valve Spring Wire Manufactures Association*

serviço em um nível médio mundial de 0,1 ppm, ou seja, um altíssimo índice de qualidade, classificado estatisticamente como “6 sigma”.

Deste modo, as normas de fornecimento para molas válvula enfatizam a necessidade de controlar ou restringir as inclusões, especialmente as não deformáveis como o Al_2O_3 , tipicamente oriundas de processo de desoxidação ao alumínio, prescrevendo uma desoxidação ao silício, formando inclusões deformáveis pertencente ao sistema ternário $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{CaO} - \text{SiO}_2$, na expectativa de diminuir o efeito concentrador de tensão em sua vizinhança, além de outros fatores indesejáveis.

O histórico aumento gradativo da dureza e respectivo limite de escoamento, nesta classe de produto, atualmente acima dos 1800 MPa, gerou um problema conhecido como *delayed fracture* ou “fratura retardada”, onde a mola falha após um longo período de utilização. Assim algumas pesquisas neste campo começaram a ser realizadas, como por exemplo, uma recente patente publicada no ano de 2006 ^[64], para uma família de aços de alta resistência, com um inusitado foco em mecanismos de fragilização por hidrogênio. Esta classe de aço de alta resistência contém uma microestrutura bifásica de bainita e martensita, com predominância de bainita e eventual austenita retida. Por outro lado, o clássico modo de aumentar a resistência à propagação da trinca, através do contínuo refino de grão com de adição de elementos como V, Mo, Ti, Nb e Zr apresenta problemas de custo direto, além da dificuldade no âmbito de reciclagem. Os autores desta patente acreditam que a melhor maneira para aumentar a resistência à fragilização por hidrogênio é a diminuição de pontos de início de fratura intergranular, devido à morfologia da bainita a qual não apresentaria filmes de carbonetos precipitados em contorno de grão austenítico anterior, como seria o caso da martensita, além de apresentar uma maior densidade de discordâncias para propiciar aprisionamento de hidrogênio, bem como uma maior quantidade de austenita retida em forma de ripas realizando efeito similar de aprisionamento do hidrogênio, promovendo uma melhoria da ductilidade e conformabilidade mecânica do material. Entretanto, a referida publicação não comprova claramente estas afirmações, provavelmente por motivos de confidencialidade industrial, conforme anteriormente comentado.

Fragilização pelo hidrogênio

Embora os estudos sobre a influência do hidrogênio, em nível residual, no processo de fadiga em regime ultra-alto ciclo seja uma abordagem muito recente, a fragilização dos aços de alta resistência pelo hidrogênio em carregamento estático é um fenômeno há muito tempo conhecido. A primeira publicação foi elaborada por Johnson ^[65] em 1875, porém este problema é sempre recorrente em componentes de engenharia, apesar dos esforços para sua erradicação. Também há certa dificuldade para sua análise fractográfica, pois o aspecto da superfície de fratura é semelhante a outros fenômenos como fragilização ao revenido e fragilização de têmpera, conforme apresentado no trabalho de Eliaz et al ^[66], no qual o respectivo mecanismo seria devido ao pequeno raio atômico do hidrogênio, gerando alta difusibilidade no aço e conseqüente acúmulo em determinados sítios da rede cristalina, que poderia diminuir a tenacidade para níveis críticos alterando o mecanismo de fratura de dúctil para frágil. Nos processos produtivos de componentes, existem diversas fontes de hidrogênio, os clássicos “vilões” são os processos eletrolíticos para deposição de camadas protetivas, todavia as causas podem variar desde problemas com o refino do aço na aciaria até uma eventual limpeza química em uma peça acabada.

A mobilidade de hidrogênio no aço é fortemente influenciada pela temperatura e pela presença dos aprisionadores de átomos intersticiais, como discordâncias, inclusões não metálicas, contornos de grão, carbonetos, pois seu tempo de residência nestas regiões é maior do que em outros sítios de difusão, servindo como sumidouros e diminuindo sua taxa de transporte pelo aço, portanto é de se esperar que a 2ª Lei de difusão de Fick deva ser corrigida para este cenário, ao menos em nível pontual. Existem diversas teorias para a explicação deste fenômeno, sendo que as mais importantes envolvem pressão, energia superficial, coesão e interação com discordâncias, contudo as mais viáveis segundo Sofronis et al ^[67] são:

- a) Interação do hidrogênio com todos os tipos de discordâncias, aumentando sua mobilidade e respectivas reações, causando alterações das propriedades mecânicas, através da diminuição da energia de interação entre obstáculos

elásticos e discordâncias pela presença da atmosfera de hidrogênio em sua vizinhança. Este efeito reduz a tensão necessária para a movimentação das discordâncias, que gera uma alta deformação e consequente falha por excessiva plastificação.

- b) Formação de hidretos induzidos por tensão e clivagem. A nucleação e crescimento de um campo de hidretos autocatalíticos à frente da trinca foram observados dinamicamente em ligas de α -Ti, conforme Figura 22, mostrando em (a) e (b) um hidreto (2) nucleado a partir do campo de tensões do hidreto (1), repetidamente até quando o suprimento de hidrogênio permitir, provocando uma expansão volumétrica de até 30%. A deformação plástica e distorção elástica são evidenciadas pela emissão das discordâncias a partir da fronteira de crescimento do hidreto (c) e um extensivo campo de hidretos na ponta da trinca (d).

Figura 22 - Imagem mostrando a nucleação e crescimento de hidretos e consequente geração de discordâncias em α -Ti, modificada a partir de Sofronis et al ^[67].

- c) Cisalhamento localizado gerado pelo escorregamento de planos e triaxialidade de tensões na ponta da trinca, em função da quantidade de hidrogênio nesta região, a qual, apesar de evidenciada experimentalmente, ainda apresenta uma explicação teórica deficiente.
- d) A diminuição da força de coesão do material com consequente falha em baixas tensões é uma das mais populares, entretanto não foram realizadas medidas diretas deste efeito e o suporte experimental é circunstancial.

Conforme inicialmente comentado, a associação do mecanismo do fenômeno de fragilização, também conhecido como trinca “espontânea” ou estática, ao processo de fadiga de alto ciclo para aços de alta resistência é uma abordagem muito recente, com poucos artigos publicados. Chapetti et al.^[68] elaboraram uma revisão sobre estes mecanismos de fadiga, ilustrando o conhecido fato de que a região de início de fadiga depende da amplitude de tensão, através da Figura 23, porém aparentemente não encontrou uma explicação clara sobre o fator crucial para explicar o limiar deste comportamento distinto.

Figura 23 - Típico gráfico S-N para aços de alta resistência evidenciando região de fraturas ocorridas na superfície e em inclusões, modificado a partir de Chapetti et al.^[68].

Esta revisão^[68] mostrou que a fadiga de ultra-alto ciclo, iniciada em inclusões apresenta os seguintes mecanismos potenciais:

- a) Tensões residuais trativas nas vizinhanças das inclusões;
- b) Concentração de tensões, devido à dimensão ou não deformabilidade de determinados tipos de inclusões;
- c) Diminuição das barreiras para movimentação das discordâncias devido à diminuição do atrito interno pelo hidrogênio, aumentando a deformação à frente da trinca;
- d) Aprisionamento e liberação do hidrogênio, pela tensão cíclica, devido ao aumento e reversibilidade da solubilidade através da interação elástica com o campo de tensões.

A transição do mecanismo de propagação de trincas intergranularmente, típico da fragilização pelo hidrogênio, para outro mecanismo de formação de trincas, é extremamente difícil de ser medida, pois conforme Chapetti opus citatum, seria

possível utilizar a técnica de emissão acústica para determinar este limiar, todavia aparentemente não é aplicável para aços com teores residuais de hidrogênio. Na literatura foram encontrados apenas estudos em casos contendo altos níveis de hidrogênio gerados por carregamento eletrolítico, como por exemplo, o trabalho de Quispitupa et al ^[70], que analisaram um aço de alta resistência denominado AF1410, mostrou que a taxa de crescimento da trinca é diretamente proporcional ao nível de hidrogênio contido, conforme mostrado na Figura 24, onde nota-se uma transição frágil para dúctil a partir de região mais enriquecida com hidrogênio.

Figura 24 - Superfície de fratura, contendo regiões com e sem hidrogênio e seus respectivos modos de fratura IG (intergranular), TG (transgranular), QC (quasi clivagem), MV (microcavidades) ^[70]

Para evidenciar a influência do teor residual de hidrogênio no processo de fadiga de ultra-alto ciclo em aços de alta resistência, Murakami et al ^{[71], [72]} mostram uma interessante hipótese, onde o mecanismo de início da propagação de trinca é influenciado pela presença de um relativo maior teor de hidrogênio e também eventuais tensões residuais na interface de inclusões não metálicas. O relevo de fratura nesta região apresenta uma morfologia particular no início, originando uma região escura, que foi considerada o limiar entre a propagação de fadiga assistida pelo hidrogênio e a propagação “pura”. A Figura 25, extraída da referência anterior mostra o início da trinca em fadiga na interface de uma inclusão não metálica, em aço de alta resistência Cr-Mo (SCM435) temperado e revenido, com $N_f = 10^8$ ciclos, contendo de 0,7 a 0,9 ppm de hidrogênio, evidenciando a “região escura”, a qual o autor denominou *ODA* (*Optically Dark Area*) que seria gerada pela presença deste elemento armazenado na interface da inclusão, gerando uma taxa de propagação de

trinca em modo discreto e lento, diretamente proporcional ao tamanho desta região escura. A hipótese apresentada neste trabalho, para este mecanismo, não está clara, a detecção direta da presença de hidrogênio ou hidreto não foi realizada e imagens relativas às fraturas das outras amostras citadas no mesmo trabalho, que foram desidrogenizadas, não foram mostradas, contudo o autor sugere que o mecanismo de propagação de trincas em fadiga, em regime de ultra-alto ciclo ($N_f > 10^7$ ciclos), seria devido a um fator ambiental inerente ao material, onde o período de propagação ciclo a ciclo foi iniciado na borda da área escura, a qual é responsável por um período significativamente longo (10^6 ciclos) para $N_f \pm 5 \times 10^8$.

Figura 25 - Micrografia ótica, mostrando inclusão próxima ao início da fratura ($N_f=10^8$ ciclos), em aço de alta resistência e respectiva ilustração esquemática da propagação da trinca por fadiga, inicialmente assistida por hidrogênio, modificada a partir de Murakami et al.^{[71],[72]}.

A análise do nível de hidrogênio contido em inclusões, aparentemente pode ser realizada através de técnica de espectrometria de massa por íons secundários. Takai et al.^[73] analisaram a presença de hidrogênio retido na interface de inclusões em aços de alta resistência, concluindo que apresentam níveis significativamente maiores em relação a outros sítios de aprisionamento como discordâncias, contornos de grão e micro texturas, sendo removido somente em temperatura de aproximadamente 300°C.

Reflexão sobre o início da trinca em mola válvula

‘A vida em fadiga de molas válvula depende da localização da região potencialmente crítica (superfície ou subsuperfície), para ativação dos mecanismos indutores de início e propagação da trinca, sendo influenciada pela interação entre a amplitude e magnitude da tensão remota e os defeitos naturalmente pré-existent no material, cujo limiar não está totalmente esclarecido.

Os mecanismos que explicam como a magnitude desta tensão influencia o comportamento em fadiga, também, não estão claros, porém para maiores amplitudes de tensões remotas, a probabilidade de vida tende a diminuir, com início de fadiga tipicamente localizado na superfície, influenciada pela presença de eventuais defeitos de fabricação nesta região, nível de tensões residuais e o próprio valor da tenacidade à fratura do material. Por outro lado, para menores amplitudes de tensões, a probabilidade de vida aumenta e os fatores potenciais para início da trinca são gerados na subsuperfície, pela eventual presença de defeitos internos, como inclusões não metálicas, que variam em dimensão, fator de forma, composição química, localização, dureza e nível de hidrogênio contido, ou ainda nas interfaces dos contornos de grão.

É possível que o relaxamento da tensão residual contribua de modo significativo para o início de trinca superficial ou subsuperficial, porém não foi encontrado na literatura pesquisa que indique este limiar, correlacionando nível de amplitude de tensão remota e respectivo grau de relaxamento da tensão residual na superfície. De qualquer modo, aparentemente as estratégias de fabricação anteriormente citadas devem neutralizar este fenômeno.

Para fins de aplicação prática deste produto, nota-se que, a princípio, a energia potencial para ativação de trincas, seria suficiente apenas para início subsuperficial, devido ao relativo baixo nível das magnitudes e amplitudes das tensões aplicadas em molas dos carros de passeio, associado ao atual nível de qualidade da matéria prima e processamento (magnitude de tensão residual e pré-deformação). Assim, a ocorrência da vida em fadiga mecânica seria enquadrada na ordem de grandeza do

regime ultra-alto ciclo, tendendo a restringir o potencial de propagação de trinca, em regime ciclo a ciclo (estágio II), somente a partir de uma dimensão crítica de um defeito interno “inerente”, gerado através de outro regime de fadiga (estágio I), assistida por hidrogênio, cujo grau de compreensão ainda esta embrionário.

Considerando este cenário, aparentemente confuso, para um caso particular do material estudado neste trabalho, ou seja, aços de alta resistência ‘isentos’ de macro defeitos de fabricação, uma microestrutura bainítica em comparação com uma microestrutura martensítica, poderia apresentar maiores barreiras para movimentação de discordâncias devido aos seus microconstituintes ou ainda uma maior capacidade de aprisionamento de elementos intersticiais naturais de fabricação, como o hidrogênio, nas vizinhanças de suas discordâncias, pois conforme a literatura possui uma maior densidade destes defeitos, bem como outros sítios irreversíveis para o aprisionamento do hidrogênio difusível, impedindo assim, sua migração para sítios de menor energia, como as interfaces de ripas de martensita, aumentando a resistência à fadiga. ’

Microestrutura

As atuais normas internacionais de molas válvula, anteriormente citadas, prescrevem o tratamento térmico de têmpera e revenimento em aços médio carbono microligado, portanto a respectiva microestrutura é martensita revenida. Entretanto, é comum que a especificação de encomenda deste produto seja realizada através de normas internas elaboradas pelas próprias montadoras ou fabricantes de motores, podendo eventualmente divergir desta condição típica de fornecimento.

Através de consultas verbais aos atuais e maiores fabricantes mundiais de molas válvula, consorciados no anteriormente citado IVSWMA, bem como os fabricantes de motores instalados no Brasil (atual 5º produtor mundial de veículos), não foram encontrados indícios de produção de molas válvula através de processo de austêmpera proposto neste trabalho. Todavia, os representantes das empresas produtoras da matéria prima entrevistados pelo autor, não demonstraram claramente qual seria o real motivo desta restrição, onde o único posicionamento técnico foi a

eventual heterogeneidade microestrutural que ocorre durante a fabricação em diversas bitolas de arame, que poderia gerar uma variação da qualidade no produto final. Por outro lado, verbalizações informais dos representantes da “indústria moleira” afirmam que o produto austemperado poderia apresentar um maior grau de relaxação da força elástica após determinados ciclos de fadiga.

Existe um grande número de livros texto e artigos com foco científico, em nível de fundamentos, para explicações sobre os mecanismos de transformação e obtenção de martensita e bainita em aços, porém nota-se claramente que apesar do atual nível de conhecimento e modernas técnicas de análise, a explicação sobre a reação bainítica ainda é a forma menos compreendida de decomposição da austenita, restando muitas controvérsias sobre os mecanismos de transformação.

Martensita revenida versus Bainita inferior

Mesmo para os mais experimentados metalógrafos, a distinção de martensita revenida e bainita inferior nos aços médio carbono, em nível de observação por microscopia ótica, sempre gerou dúvidas e não é incomum encontrar textos em relatórios ou mesmo em catálogos técnicos, contendo a seguinte expressão “apresenta microestrutura provavelmente bainítica”. Ainda, o termo bainita inferior revenida é absolutamente incomum, possivelmente pela histórica associação com o tratamento térmico de revenimento utilizado somente em aços temperados, bem como sua aplicação, pois umas das vantagens do processo de austêmpera poderia ser a economia provocada pela não necessidade de um alívio de tensões ou mesmo um revenimento após este processo, devido ao auto revenimento gerado pelo binômio tempo/temperatura de transformação inerente ao processo de austêmpera. É importante lembrar que, na prática industrial, o auto revenimento, até determinado nível, também ocorre na martensita, porém é de se esperar que este fenômeno na austêmpera seja menos impactante na diminuição de dureza ou resistência à tração, devido a menor quantidade de carbono em solução sólida inicial.

Para melhorar a sensibilidade na distinção, utilizando técnicas de microscopia ótica, deste micro-constituintes, o autor recomenda uma análise em corpos de prova para ensaio *Jominy*, em aço microligado, pois ao longo de sua seção longitudinal é possível observar a transição de um largo espectro morfológico de produtos provenientes da decomposição da austenita no aço. Uma das técnicas para revelar estes microconstituintes foi desenvolvido por LePera ^[69] em 1979, baseada nos conhecidos “reagentes corantes” de Beraha, que são compostos de uma solução aquosa com 1% de metabissulfito de sódio ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$) com uma solução 4% de ácido pícrico ($\text{C}_8\text{H}_2(\text{NO}_2)_3\text{OH}$) em álcool etílico. Estes reagentes não atacam a austenita e a martensita, mas reagem com as estruturas ferríticas e bainíticas, escurecendo-as em distintos tons (marrom para a ferrita e preta para a bainita). Existem muitas variantes deste ataque, incluindo sequências de polimento e pré-ataques com o objetivo de revelar estruturas multifásicas que devem ser escolhidas conforme a composição do aço e microconstituente particular que se deseja realçar.

Os livros texto, sobre microestruturas nos aços ^[74] ^[75], de modo geral, definem a martensita revenida de modo claro, incluindo suas diversas etapas de precipitação de carbonetos em função do binômio tempo/temperatura e a presença de eventuais elementos de liga, principalmente o carbono, bem como o tamanho do grão austenítico. Existe o consenso de que a reação martensítica é uma transformação por distorção, sem difusão e com uma correlação geométrica de cada átomo entre as redes iniciais e finais, nas quais seu revenimento gera uma precipitação e dispersão de carbonetos, com pouca semelhança à martensita original somente temperada. Por outro lado, a definição de bainita nos aços é realizada de modo muito amplo, como sendo um produto da decomposição isotérmica da austenita em uma temperatura intermediária entre a perlita/ferrita (alta temperatura) e a martensita (baixa temperatura). Um livro texto específico sobre bainita nos aços, de autoria do professor Bhadeshia ^[76], descreve a morfologia da bainita (superior ou inferior) como agregados de placas, denominados como “feixes” (Aaronson and Wells, 1956) de ferrita separados por austenita não transformada, martensita ou cementita. Entretanto uma denominação genérica mais apropriada, originalmente descrita por Aaronson *opus citatum* e mais tarde ratificada por Bhadeshia, é uma mistura não lamelar de ferrita e carbonetos, apresentando uma morfologia de um agregado, em forma de feixes interconectados de placas de ferrita separados por austenita não

transformada, martensita ou cementita. O nome *bainite* é uma homenagem feita em 1934 pelo *U.S. Steel Corporation Laboratory* em *New Jersey* a um dos primeiros pesquisadores a estudar esta microestrutura, Edgar Bain em conjunto com Davenport em meados da década de 20 e 30, cujas principais morfologias de seus agregados foram denominadas bainita superior e inferior por Mehl em 1939, ainda utilizadas atualmente, apesar de existirem diversas outras morfologias possíveis.

O livro do professor Badeshia ^[76] distingue a bainita superior pela natureza de seus precipitados de carbonetos, onde a ferrita da bainita superior é “livre” de precipitados (os filmes de carbonetos são formados entre as plaquetas). Por outro lado, o crescimento destes carbonetos na bainita inferior é originado pelo enriquecimento da austenita residual entre as placas de ferrita, formando um agregado não lamelar de ferrita e dois tipos de carbonetos, um oriundo da austenita enriquecida, como no caso da bainita superior e outra como uma fina dispersão entre as placas de ferrita, mostrando que existem diversas precipitações de carbonetos, ou seja, a bainita inferior supersaturada seria idêntica ao revenimento da martensita, contudo esta afirmação também é controversa, principalmente em relação á quantidades de possíveis formas de carbonetos. Conforme Bhadeshia opus citatum, este fato é devido apenas ao auto revenimento da bainita inferior, que favorece a precipitação de uma variante particular de carboneto em contraste com o revenimento da martensita, que permite uma maior variedade cristalográfica dos carbonetos.

A cinética característica da transformação isotérmica da bainita, em aços ligados, que suscita o conhecido fenômeno da transformação interrompida, onde é necessária a permanência em um determinado tempo para a completa transformação, devido à diminuição da cinética de migração das interfaces em relação à sua velocidade em equilíbrio, sendo que a separação das curvas em formato de “C”, onde a sua geometria em forma de “baía” é explicada por Reynolds et al ^[78], de modo semelhante ao do fenômeno da temperabilidade, ou seja, a presença de elementos de liga influencia o arraste de soluto e segregação na interface. Conforme a migração é paralisada logo após a nucleação, ocorre uma nucleação sucessiva de subplaquetas sobre a própria interface (nucleação simpática), devido ao superesfriamento. Esta nucleação é interrompida devido à partição de carbono para a austenita, diminuindo o potencial de nucleação gerando

o platô de transformação, precipitando carbonetos e novamente migrando a interface.

A morfologia deste micro constituinte é mais facilmente observada em amostras com microestruturas parcialmente transformadas, como a Figura 26 e Figura 27, extraída do livro opus citatum do Prof. Bhadeshia, mostrando feixes de bainita superior e suas respectivas subunidades.

Figura 26 - Imagem de bainita superior parcialmente transformada, em aço médio carbono microligado. (a) Microscopia ótica; (b) e (c) contraste da austenita retida em campo escuro; (d) montagem mostrando a estrutura do feixe ^[76].

Figura 27 - Aspectos microestruturais para descrição de uma microestrutura bainítica. Nota-se o crescimento de feixes através da nucleação de subunidades, bem como a precipitação de carbonetos, mostrando a alteração da fração de volume em função do tempo e da temperatura, modificado a partir de Bhadeshia ^[76].

A explicação sobre o mecanismo de reação bainítica, historicamente sempre foi motivo para debate entre especialistas ^[79], que divergiam entre abordagem por

mecanismos difusionais ou por cisalhamento (não difusional ou sem partição do carbono). Por um lado, Bhadeshia e Christian afirmaram que a única característica que distinguiria a martensita da bainita seria que o carbono poderia influenciar somente na nucleação desta fase, enquanto que Aaronson defendia a ideia genérica de que a bainita é um produto de decomposição eutetóide não lamelar e não cooperativo. Existe ainda, a possibilidade de transformações difusionais/ “por deslocamento” ou “paramórficas”¹, observada por Ohmori^[80], nas quais ocorre a difusão de átomos substitucionais e a reconstrução do reticulado, porém com a formação cristalográfica obedecendo à teoria fenomenológica da martensita, sendo que a cinética seria controlada pela difusão e ao mesmo tempo o reticulado sofreria uma deformação com plano invariante, gerando uma relação entre os reticulados da matriz e produto, contudo, com alteração de posição relativa de seus átomos originais.

Neste cenário de debates, Hillert; Purdy^[81] publicaram no ano 2000, um artigo sobre o “mau uso” do termo bainita, focando principalmente a confusão entre ferrita acicular ou de Widmanstätten com a bainita, lembrando que a bainita é uma estrutura eutetóide (duas fases) e placas de Widmanstätten consistem em uma única fase, propondo que se realmente existir dois tipos de precipitação acicular de uma única fase com alteração de composição no momento de crescimento, deveria ser chamado por Widmanstätten I e II, portanto o termo bainita deveria ser aplicado somente para estruturas com duas fases (eutetóide). Por outro lado, se a precipitação acicular ocorrer sem difusão atômica e com uma interface ferrita/austenita móvel, crescendo com uma alta taxa, deve ser denominado martensita, sendo que caso ocorra uma difusão após a formação do produto, deveria ser denominado martensita revenida.

Finalmente, o autor prefere considerar a definição de transformação bainítica escrita na revisão de Reynolds et al^[82], como uma forma competitiva (não cooperativa), de decomposição da austenita, caracterizada pelo crescimento difusional com partição, através de reação eutetóide. Este mesmo trabalho mostra uma figura ilustrando estes microconstituinte, onde o item (d) da Figura 28, mostra uma representação da

---

¹ Transformação sem alteração da composição química, alterando-se apenas a estrutura cristalina

bainita inferior, formada por plaquetas de ferrita intergranulares de formato lenticular contendo finos carbonetos precipitados em ângulos entre 55 a 60 graus em relação ao seu eixo longitudinal, devido ao mecanismo de crescimento de plaquetas secundárias de ferrita, a partir de uma espinha comum de ferrita bainítica, com precipitação de carbonetos na interface entre plaquetas secundárias e a austenita (interface semicoerente), gerando uma única variante das relações de orientação cristalográfica, que pode ser útil para eventual distinção entre outros microconstituintes aparentemente similares.

Figura 28 - Ilustração das diversas morfologias da bainita. (a) Nodular, (b) Colunar, (c) Feixe de ripas de bainita superior, (d) Inferior, (e) Alotriomorfa e (f) Inversa. Modificado a partir de Reynolds et al.^[82]

A diferenciação, com maior resolução, entre martensita revenida e bainita inferior deve ser realizada em escala nanométrica, conforme Figura 29, retirada do livro do Prof. Bhadeshia^[76]. Os carbonetos na bainita inferior são extremamente finos, com espessura da ordem de nanômetros e comprimento da ordem de 500 nm. Em contraste com a martensita revenida, as partículas de cementita, na bainita inferior, frequentemente precipitam com apenas uma relação de orientação cristalográfica, assim elas formam agulhas dispostas paralelamente, formando ângulo entre 50 a 60 graus com o eixo da ripa da ferrita bainítica, conforme mostrado na Figura 29, para um aço ao Cr resfriado isotermicamente. Uma vez que eles se precipitam no interior da ferrita, uma pequena quantidade é partilhada com a austenita residual, criando uma pequena quantidade de finos carbonetos precipitados entre as ripas de ferrita, quando comparado com a bainita superior. Uma consequência importante desse fato

é que a bainita inferior, usualmente, apresenta maior tenacidade que a bainita superior.

Figura 29 - Aço ao Cr apresentando (a) bainita inferior obtida por transformação isotérmica em 10 min., mostrando partículas de cementita no interior das plaquetas, mas não entre as plaquetas; (b) imagem correlata à (a) obtida por campo escuro, mostrando filmes de austenita entre as plaquetas de ferrita bainítica; (c) a mesma amostra após prolongamento do tempo para 30 min., na temperatura de transformação isotérmica, causando a precipitação de carbonetos entre as plaquetas de ferrita e (d) com precipitação de carbonetos em orientações múltiplas, típica de martensita revenida. Modificado a partir de Bhadeshia ^[76].

Os elementos de liga exercem papel importante na termodinâmica das fases e na cinética de suas transformações, favorecendo ou retardando a evolução destas transformações. Praticamente, todos os elementos de liga influenciam na reação bainítica, sendo que para o caso particular deste trabalho, cujo aço contém mais que 1% de Si, pode-se observar a precipitação de carbonetos ϵ , com estrutura hexagonal compacta que retarda a formação da ferrita bainítica, conforme proposto por Pichler e Stiaszny ^[77]. Em seu trabalho, a supressão da precipitação da cementita seria devida à baixa solubilidade do Si nesta fase. Por outro lado, até o presente momento não há um completo conhecimento sobre a influência dos elementos de liga na microestrutura final.

Para auxílio na compreensão entre as diversas morfologias da bainita, considerando a temperatura e composição química, o diagrama de transformação isotérmica, elaborado por Spanos et al ^[83], elaborado com base uma liga de aço ao Mn, é apresentado com o objetivo de mapear sua ocorrência.

Figura 30 - Mapa morfológico, das regiões de predominância das diversas formas da bainita. Modificado a partir de Spanos et al ^[83].

2.2.3 Resistência à Fadiga

Conforme apresentado no item de fenomenologia sobre o processo de fadiga, as barreiras microestruturais são significativamente importantes para os estágios iniciais da fadiga. No caso de molas válvula é de consenso entre os profissionais mais experientes da área industrial, que uma granulação mais “fina” é fundamental para o aumento da vida total, portanto esta característica é uma das mais importantes metas para a fabricação do produto. O autor acredita que esta característica gera uma maior desorientação dos planos de escorregamento entre grãos vizinhos por haver uma maior quantidade de barreiras por unidade de volume, além de aços mais refinados, geralmente, apresentarem um maior limite de escoamento. A Figura 31, obtida da biblioteca particular do autor, mostra a região do início de fadiga em aço DIN 54SiCr6 temperado e revenido, onde nota-se que, aparentemente, as marcas radiais convergem para uma face de um grão austenítico anterior.

Figura 31 - Imagem obtida em MEV, mostrando a região do início de uma trinca por fadiga em uma mola helicoidal para suspensão (DIN 54SiCr6 temperado e revenido), submetido a carregamentos cíclicos com amplitude de 800 MPa, após 4×10^5 ciclos.

Existem menos publicações sobre o fenômeno da fadiga em aços bainíticos, comparativamente aos martensíticos, possivelmente devido à sua menor aplicação industrial relativa, exceto para a indústria de geração elétrica, na qual a resistência à fadiga termomecânica é crítica. Para corroborar esta hipótese, uma recente publicação, elaborada por Berger e Kaiser ^[84], mostra resultados prévios de um experimento com duração de dois anos, para estudar o comportamento do processo de fadiga em uma quantidade expressiva de corpos de prova (10.000 molas), testadas em diversos níveis de tensões e diâmetros, com seis materiais distintos (dois temperados e revenidos, dois patenteados e dois inoxidáveis), em um equipamento ilustrado na Figura 32. Entretanto, o artigo não menciona a possibilidade de utilização de molas austemperadas.

Figura 32 - Bancada de testes, para carregamentos cíclicos, ensaiando 160 molas ao mesmo tempo.

Apesar dos imensos esforços para a realização deste trabalho, concluiu-se que os exatos mecanismos envolvidos, bem como eventuais possibilidades de melhorias são desconhecidos, contudo é possível concluir que acima de 10^7 ciclos, a maioria das trincas iniciou sub superficialmente conforme imagens visualizadas na Figura 33, obtidas através de microscopia eletrônica de varredura.

Figura 33 - Imagem em MEV na região do início da trinca em molas Si-Cr, ensaiadas conforme mostrado na figura anterior, apresentando fratura após $1,2 \times 10^8$ ciclos.

Para o caso de componentes contendo microestruturas geradas através de processos de têmpera ou austêmpera, o estágio inicial da fadiga (nucleação) é o mais importante, pois conforme anteriormente comentado, ele é geralmente responsável pela quase totalidade da vida em fadiga. A população de discordâncias na região de início da trinca, entre outros fatores, também influencia esse processo, sendo que, conforme declarado por Chapetti ^[68], existe uma opinião popular de que a bainita apresentaria uma maior densidade de discordâncias em relação à martensita revenida, porém existem poucos dados quantitativos para suportar esta hipótese, como o trabalho de Graf et al ^[85], reportando uma quantidade de $1,7 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ em uma amostra resfriada continuamente. Estes defeitos são, na maioria das vezes, atribuídos ao mecanismo de transformação por cisalhamento e sua densidade aumenta conforme a temperatura de transformação é reduzida (Pickering ^[87]). Por outro lado, a quantidade de defeitos pré-existent na austenita não é suficientemente grande para explicar a cinética de transformação martensítica, cuja alta velocidade é atribuída a um fenômeno autocatalítico nucleado em defeitos “extras” gerados pelas placas de martensita, típicas de aços alto carbono.

Finalmente, existem outros efeitos que podem influenciar o comportamento mecânico em regime de ultra-alto ciclo, como a influência de vibrações e fenômenos relacionados ao envelhecimento durante os longos períodos de teste, conforme revisado no artigo de Miller e O'Donnell que sugerem que as normas sobre o tema sejam revisadas para contemplar estes cenários, conforme sumarizado na Figura 34^[86], através da inserção de novas formas de curvas S-N, onde as setas indicam o efeito do tempo em relação à posição original, abaixo do limite clássico de fadiga.

Figura 34 - Possíveis variações nas curvas S-N. Curva 1 = tensão cíclica constante. Curva 2 = Testes com alta taxa de deformação. Curva 3 = Inserção de processos de deformação dependentes do tempo. Curva 4 = Inserção de processos dependentes do tempo, modificado a partir de Miller; O'Donnell^[86].

2.2.4 Carregamento e Cálculo das Tensões

A função básica de uma mola é armazenar energia mecânica potencial, através de deformação elástica e depois liberá-la promovendo um trabalho. Durante esta deformação, as molas helicoidais de seção circular geram uma tensão em modo cisalhante, conforme ilustrado na Figura 35, adaptada de Junivall^[89], cuja magnitude pode ser calculada através da Equação (12)^[90], onde aplicação de uma força compressiva F gera um momento de torção T , sendo d o diâmetro do arame, D o diâmetro da espira e λ a inclinação das espiras (ângulo de hélice).

Figura 36 - Esquema mostrando a influência da curvatura da espira durante carregamento de sua seção transversal ^[89].

Para o caso de molas carregadas dinamicamente, magnitude da tensão de cisalhamento pode ser determinada por aproximação através de um fator de correção k_w (fator de Wahl), o qual depende do índice w (D/d) da mola, conforme mostrado na Figura 37, que pode ser calculado através da relação de *Bergsträsser* apresentada na Equação (13).

Figura 37 - Distribuição das Tensões Cisalhantes na seção transversal da espira e respectivo fator de correção de tensões k em função do índice w ^[90].

$$k = \frac{w + 0,5}{w - 0,75}$$

Equação (13)

Finalmente, a Tensão Cisalhante Corrigida τ_k é calculada conforme Equação (14).

$$\tau_k = \frac{8FD}{\pi d^3} K_w$$

Equação (14)

Outro modo de calcular a Tensão Cisalhante Estática é através da deflexão δ ou deslocamento da espiral da mola, que em resposta à força F , a espira defletirá em modo elástico, conforme Equação (15), onde G é o módulo elástico em cisalhamento do material.

$$\delta = \frac{8FD^3}{d^4G}$$

Equação (15)

Portanto, o total de deflexão δ_s é relacionado ao número de espiras efetivas N_c , assim,

$$\delta = \frac{\delta_s}{N_c}$$

Equação (16)

Agora, resolvendo F na Equação (15), tem-se:

$$F = \frac{d^4 \delta G}{8D^3}$$

Equação (17)

Substituindo F na Equação (12), a Tensão Cisalhante resulta em,

$$\tau = \frac{\delta G d}{\pi D^2} K_w$$

Equação (18)

Vale observar que molas não devem apresentar deformação permanente após seu carregamento, portanto o valor resultante do lado direito desta equação deve ser menor que tensão de escoamento ao cisalhamento.

Flambagem

Outro fenômeno que pode alterar o estado de tensões da mola é a flambagem (*buckling*), na qual o comprimento crítico de uma mola para este problema é designado como L_k e a respectiva deflexão crítica é s_k . Desta maneira, a condição do assentamento das extremidades da mola deve ser considerada durante a fase de

projeto, através de um coeficiente de assentamento ν , bem como a relação entre as dimensões da mola para uma zona de segurança do lado esquerdo do diagrama, conforme exemplos apresentados na Figura 38.

Figura 38 - Tipos de assentamento com respectivos coeficientes ν e curva limite para a flambagem teórica de molas helicoidais ^[90].

Amplitude de Tensões

A amplitude e magnitude das tensões influenciam na vida em fadiga, assim existem métodos para sua previsão, baseados em diagramas de segurança, também conhecidos como Diagramas de Goodman. A Figura 39 ^[90], construída a partir de um aço para construção de molas helicoidais, ilustra as tensões e forças envolvidas em um carregamento cíclico em molas com diversos diâmetros d , onde para um dado valor de $\tau_{k1} = \tau_{kU}$, τ_{k2} não pode exceder τ_{k0} , assim como uma amplitude τ_{kH} para uma desejada deflexão entre duas posições s_h não pode exceder o valor para o limite de fadiga “infinito” τ_{kh} .

Figura 39 - Esquema de carregamento dinâmico de mola helicoidal para diversos diâmetros d e diagrama de Goodman para aço qualidade “mola válvula”, sem jateamento^[90].

2.2.5 Critérios para Propagação da Trinca

No caso particular das molas helicoidais apresentadas neste trabalho, a fadiga ocorre em carregamentos mistos, com predominância em modo II. Esta constatação implica em uma dificuldade adicional para o estudo da fadiga em molas, pois a trinca não se propaga mais perpendicularmente ao eixo de carregamento. Assim, os critérios para previsão de fadiga devem considerar não somente a taxa de crescimento da trinca, mas também seu sentido de crescimento.

Os critérios verificados na literatura, excluindo os métodos empíricos, podem ser classificados em três grupos, ou seja, abordagens por deformação, energia e tensão. O critério de tensão invariante é o mais utilizado para o regime de alto ciclo, conforme informado por Ottosen et al^[88]. Por outro lado, a revisão da fadiga em modo misto, realizado por Qian e Fatemi^[91], concluem que o comportamento da propagação de uma trinca, em carregamento misto, pode ser fortemente influenciado por diversos fatores como cargas desproporcionais, sobrecargas, fechamento de trinca e o termo *T stress* (expansão da ponta da trinca no campo de tensão). O número de pesquisas considerando estes efeitos é muito limitado e a

compreensão de sua influência no crescimento da trinca, em modo misto, pouco esclarecida. Estes autores afirmam que o critério da tensão tangencial máxima, (critério *MTS*), proposto por Erdogan e Sih^[92] e da densidade de energia de mínima deformação (critério *S*), apresentado por Sih^[93], apesar de serem os mais populares para estudar a propagação da trinca, seus parâmetros são limitados a MFLE (Mecânica da Fratura Linear Elástica), não incluindo as considerações da MFEP (Mecânica da Fratura Elasto-Plástica). Ainda, apesar de os parâmetros utilizados para correlacionar a taxa de propagação da trinca incluírem fatores de concentração de tensão efetivos, densidades de energia de deformação, Integral *J* e alguns fatores equivalentes, não foi determinado um parâmetro único que fornecesse uma correlação satisfatória para todas as condições de carregamento.

O critério *MTS* estabelece que a propagação da trinca inicie a partir de sua ponta em direção radial, quando a tensão tangencial σ_θ atingir seu máximo (vide Equação (19)), fraturando quando a tensão tangencial máxima aumentar até um valor crítico σ_c , equivalente a carga de fratura em carregamento uniaxial.

$$\frac{\partial \sigma_\theta}{\partial \theta} = 0 \text{ ou } \frac{\partial^2 \sigma_\theta}{\partial \theta^2} < 0$$

Equação (19)

O critério *S* é baseado na densidade local do campo de energia na ponta da trinca, onde a trinca se propaga ao longo da direção que apresenta a mínima energia de deformação S_c , iniciando ao atingir um valor crítico. O fator de densidade de energia da deformação pode ser descrito conforme Equação (20).

$$S = a_{11}k_1^2 + 2a_{12}k_1k_2 + a_{22}k_2^2 + a_{33}k_3^2$$

Equação (20)

Onde a_{ij} , são coeficientes relacionados ao ângulo polar Q , E o módulo de rigidez, ν coeficiente de Poisson, sendo k_i , fatores de concentração de tensão, para os carregamentos em modos I, II e III, sendo que a condição para a direção da propagação da trinca é mostrado na Equação (21).

$$\frac{\partial S}{\partial \theta} = 0 \text{ e } \frac{\partial^2 S}{\partial \theta^2} > 0$$

Equação (21)

3 MATERIAIS E MÉTODOS

‘A partir desta parte da tese, é apresentado o trabalho prático que foi realizado diretamente pelo autor ou sob sua supervisão, através de uma visão autocrítica em relação ao material escolhido bem como aos ensaios, cujos resultados estão relatados no capítulo posterior. A preferência por normas internacionais de ensaios e especificações de material é devida à necessidade de alinhamento técnico e comunicação com todos os laboratórios e profissionais envolvidos no processo, necessário para a realização do trabalho.’

3.1 MATERIAIS

Para diminuir a quantidade de variáveis, conforme sempre recomendado pelas boas práticas em métodos científicos, a origem do material escolhido, bem como o processo de fabricação dos corpos de prova, é considerada referência em excelência da qualidade em sua classe de produtos e processos produtivos, pela comunidade mundial de autopeças, desde a obtenção e refino do aço até o respectivo produto final acabado. Assim, a expectativa é que seja minimizada a influência de variáveis não previstas, oriunda de eventuais falhas de fabricação dos corpos de prova.

3.1.1 Matéria Prima

A matéria prima escolhida, na forma de arame com diâmetro de 3,70 mm, foi encomendada através de sua designação comercial conhecida como *OTEVA 70 SC RD40S*, conforme rastreabilidade declarada no certificado da qualidade apresentado no Anexo A. Trata-se de um aço para mola Cr-Si de acordo com DIN EN 54SiCr6 e ASTM mais próxima a A877. O arame foi trefilado na empresa *Haldex Garphyttan AB* na Suécia, utilizando fio máquina obtido na Usina de *Kobe* no Japão.

3.1.2 Corpos de Prova

A quantidade de amostras necessárias para um tratamento estatístico dos resultados experimentais segue as recomendações contidas em literatura específica para experimentos envolvendo processo de fadiga ^[94]. Assim, foram fabricados trezentos corpos de prova, a partir do lote descrito no item anterior, no formato de molas helicoidais com extremidades planas e paralelas, pela empresa *Mubea GmbH* na Alemanha, baseado em um projeto normal de série, exemplificado na Figura 40, extraído de seu respectivo desenho original, que não foi publicado por motivos de sigilo industrial.

Figura 40 - Corpos de prova no estado de entrega e respectivo desenho. Nota-se que os corpos de prova, com distintos tratamentos térmicos temperado/revenido (TRS) e austemperado (ATS), não apresentam distinção visual.

O desenho foi elaborado de acordo com norma específica para construção de molas, DIN EN 13906-1 ^[90] e os corpos de prova foram identificados através de siglas “TRS e ATS” para têmpera/revenimento e austêmpera respectivamente. O processo de fabricação foi através de enrolamento a frio a partir do arame no estado endurecido, seguido de tratamento térmico, jateamento duplo e calibrações a morno (*setting e pre-setting*), conforme parâmetros detalhados na Tabela 1.

Tabela 1 - Identificação dos corpos de prova.

Corpo de Prova	Quantidade	Tratamento Térmico	Tratamento Superficial	Calibração (<i>pre-setting/setting</i>)
TRS	100	Têmpera e revenimento	Jateamento duplo com granalhas de 0,6 mm (t=10 min.) + 0,5 mm (t=10 min.)	20 min. (T=130 °C) em $\tau_{K(\text{inicial})} = 1100 \text{ MPa} + 16 \text{ h}$
ATS	100	Austêmpera		(T=150 °C) em $\tau_K < \tau_{K(\text{inicial})}$

A Tabela 2 apresenta os respectivos parâmetros utilizados para o tratamento térmico, sendo que a determinação da temperatura de austenitização (Ac_3) foi obtida conforme Equação (22), resultando em um faixa entre 767 a 789 °C.

Tabela 2 - Parâmetros de tratamento térmico, com respectivas variações permissíveis, utilizado para o beneficiamento dos corpos de prova.

Tratamento Térmico	Austenitização °C (min.)	Resfriamento °C (meio)	Revenimento °C (min.)
Temperado/revenido	850 ± 10 (12 ± 3)	50 ± 4 (óleo)	400 ± 10 (30 ± 3)
Austemperado		290 ± 5 (banho de sal em 25 min.)	“Autorevenido”

$$Ac_3 = 902 - 255x\%C + 19x\%Si - 1x\%Mn - 5x\%Cr + 13x\%Mo - 20x\%Ni + 55x\%V$$

Equação (22)

Estes parâmetros foram elaborados de acordo com o diagrama de resfriamento contínuo apresentado na Figura 41, extraída do Anexo C [Saarstahl AG], bem como dados oriundos do programa *SteCal*® 3.0.3 – Anexo C (Figura 42), para tratamento isotérmico. A curva de resfriamento das molas em óleo *Esso Fenso 39* foi registrada, conforme apresentado no Anexo D, porém a curva de resfriamento do banho de sal não foi encontrada, sendo estimada através de experiências anteriores. Posteriormente ao tratamento térmico, as amostras foram “calibradas” a quente (*hot pre-setting*), durante 20 minutos a 130 °C em tensão de cisalhamento calculada em 1100 MPa, a qual foi suficiente para quase bloquear as espiras da mola, conforme processos “especiais” de fabricação detalhados na revisão bibliográfica.

Figura 41 - Diagrama e curva de resfriamento contínuo para a têmpera do aço DIN EN 54SiCr6. Os valores contidos no retângulo indicam a dureza Vickers prevista. Modificado a partir do Anexo B

Figura 42 - Diagrama esquemático da curva de resfriamento isotérmico para a austêmpera do aço da composição química encontrada na Tabela 2 e tamanho de grão ASTM E112G11. Modificado a partir do Anexo C.

3.2 MÉTODOS

A maioria dos métodos escolhidos para a caracterização dos corpos de prova, descritos no item anterior, é baseada em normas internacionais, geralmente adotadas em laboratórios industriais metalúrgicos, exceto a determinação do nível de tensão residual da superfície, cuja análise necessita de equipamentos e métodos relativamente mais sofisticados, sendo que a respectiva interpretação dos resultados requer um maior grau relativo de especialidade. Apesar da caracterização da matéria prima utilizada estar relatada nos respectivos certificados da qualidade, anteriormente apresentados, o autor considerou necessário realizar sua confirmação para o aumento da credibilidade deste trabalho. Por outro lado, os ensaios experimentais foram realizados em bancadas de durabilidade e não apresentam normas públicas para uma futura eventual comparação de resultados, logo foi necessária uma descrição mais detalhada.

3.2.1 Caracterização do Material

A maioria dos ensaios para caracterização do material foi realizada no Centro Tecnológico de Materiais da *Volkswagen do Brasil Ltda.* e também em sua matriz na Alemanha, pelo próprio autor ou sob sua supervisão *in loco*. O local dos demais ensaios é citado na própria descrição.

a) Composição Química

A determinação da composição química quantitativa dos teores dos elementos C e S foi realizada através da técnica de absorção do infravermelho através da combustão de oxigênio, conforme ASTM E1019-08 ^[95], utilizando o equipamento Analisador de Carbono e Enxofre do fabricante Horiba, modelo EMIA – 320 V. Foram analisados 20 gramas de cavaco, retirado de 2 (dois) corpos de prova de cada amostra, sendo

que o equipamento foi calibrado antes do uso, através de curvas padrão de calibração, conforme padrão rastreado pelo certificado de análise *JSS 651-14* emitido pela *Japan Iron and Steel Federation*.

A determinação da composição química quantitativa dos teores dos elementos Si, Mn, Cr, P, Cu, Sn e demais residuais foi realizada através da técnica de espectrometria de emissão atômica com fonte de centelha, cuja nomenclatura está baseada na DIN 51008-1:2004 ^[96], utilizado o equipamento do fabricante Spectro, modelo Spectromaxx. Foram analisados 02 (dois) segmentos de 10 mm, retirado de 2 (dois) corpos de prova de cada amostra, sendo que o equipamento foi calibrado antes de sua utilização, conforme padrão rastreado pelo certificado de análise *BCS/SS 402* emitido pela *Bureau of Analysed Samples, Ltd*. Para ambos os casos, a decisão dos limites de detecção e as condições de repetibilidade foram baseadas na DIN 32645:2008 ^[97].

b) Resistência à Tração

A resistência à tração da matéria prima (arame) foi testada conforme norma DIN EN ISO 6892-1:2009 ^[98], para ensaio de tração em materiais metálicos à temperatura ambiente, utilizando o equipamento de fabricação Instron Modelo 3384, com célula de carga de 150 kN. Os resultados foram obtidos com leituras realizadas diretamente na máquina, a partir de 3 (três) corpos de prova com diâmetros originais, retirados do arame submetido ao mesmo ciclo de tratamento térmico dos corpos de prova (molas) destinados aos ensaios experimentais e realizado com coeficiente de tensão R de 20 MPa. s⁻¹. O equipamento foi calibrado conforme ISO 75000:2004 ^[99], conforme certificado de calibração emitido pela *Tecmetro* número 0906-076.

c) Dureza

A dureza do material foi determinada segundo a norma DIN EN ISO 6507-1:2006 ^[100], para ensaio de dureza Vickers em materiais metálicos, com massa de 10 kg

para a faixa de força de teste F em [N]: $1,961 < F < 49,03$ e temperatura ambiente, utilizando equipamento dureza do fabricante Microtest modelo 3212 B. Os resultados foram obtidos através da média da leitura das diagonais de 8 (oito) endentações realizadas em uma linha diametral de 500 em 500 μm em seções transversais dos corpos de prova embutidos em resina termofixa, lixados e polidos de modo idêntico ao subitem (d), para conseguir a planicidade e resolução ótica adequada, onde os respectivos valores de dureza foram calculados baseados na parte 4 desta referida norma. O equipamento foi calibrado conforme procedimento para calibração de durômetros referenciado na parte 2 da norma supracitada, através de bloco de referência primário MPA, com certificado de calibração e conformidade número 3564580 emitido por *David L. Ellis Comany, Inc.*

A dureza subsuperficial dos corpos de prova foi realizada na empresa *Scania Latin America Ltda.*, de modo correlato à dureza global, porém com massa de 10 g e com 5 endentações em profundidades entre 100 a 300 μm , utilizando o Equipamento do fabricante Mitutoyo, modelo MVK – H11, verificado com bloco padrão MPA certificado número 34936-1291 e calibrado pela Mecapes, conforme boletim 10039166/CL.

d) Microestrutura

A microestrutura foi analisada através de imagens obtidas por técnicas metalográficas utilizando Microscópio Óptico Olympus modelo BX 60M e Microscópio Eletrônico de Varredura de Emissão Termiônica (MEV-FEG) do fabricante Zeiss, modelo Ultra Plus, com detecção por elétrons secundários realizados dentro da lente (*in lens*). O ajuste foi realiza em 600 kX em grade padrão de ouro.

Os corpos de prova, utilizados na técnica de microscopia óptica, foram retirados das molas no estado de entrega, conforme técnicas de corte com resfriamento de seções transversais e longitudinais, embutimento em resina termofixa reforçada com granelhas de aço (vide Figura 43), lixamento automático em placas magnéticas impregnadas com diamante com granulometria de 120 a 9 μm , com cargas de 40 N,

seguido de polimento em panos de algodão e veludo, com cargas de 30 N e tempo de 2 min., seguido de polimento fino, com sílica coloidal de $1/5 \mu\text{m}$, para uma melhor resolução de eventuais inclusões. O ataque dos microconstituintes foi realizada com ataque químico com ácido nítrico diluído em álcool a 2,5%, para observação da matriz metálica e também com reagente LePera^[69], composto de uma solução aquosa com 1% de metabissulfito de sódio ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$) com uma solução 4% de ácido pícrico ($\text{C}_8\text{H}_2(\text{NO}_2)_3\text{OH}$) em álcool etílico.

O tamanho de grão (G) foi medido conforme o método de interceptos, utilizando programa *AnalySIS*® da empresa *Olympus Soft Imaging Solution*, segundo as recomendações do item 14.3 (Procedimento de Abrams) da ASTM E112-10^[101], porém com ataque através de solução de 2 g de FeCl_3 com 2g de $\text{C}_8\text{H}_2(\text{NO}_2)_3\text{OH}$ em 10 ml de água destilada, após limpeza com detergente. Este ataque alternativo foi devido a uma melhoria no processo de revelação em relação á recomendado na norma em questão.

Figura 43 – Exemplos de corpos de prova, retirados de seções longitudinais e transversais, para análise metalográfica e dureza.

Os corpos de prova, utilizados na técnica de microscopia eletrônica foram retirados de modo correlato à técnica óptica, explicada anteriormente, contudo, o polimento exigiu um maior refinamento devido às ampliações e características da técnica em questão. Foi realizado polimento manual com pasta de diamante de $1 \mu\text{m}$, seguido de polimento automático em suspensão de diamante de $0,1 \mu\text{m}$ por 30 minutos e em sílica coloidal por 5 minutos, seguido de ataque químico em nital 1% por 5 segundos.

e) Tensão Residual e Austenita Retida

A Tensão Residual Interna (tipo I) foi determinada através de técnica por difratometria de raios-X (*XRD*), na *Mubea GmbH* na Alemanha, utilizando o modelo de equipamento D8 Advance da empresa Brucker, aplicando uma solução para a Equação (11) para leituras em 4 (quatro) corpos de prova de cada tratamento térmico. Os valores foram obtidos pelo método de múltiplas exposições $\sin^2\Psi$, através de radiação com ânodo Cr-K α com filtro K β e feixe paralelo de acordo com o *Measurement Good Practice Guide* ^[103], pois conforme este referido documento atualmente não existe normas internacionais para a medição de tensão residual utilizado está técnica. Desta forma, foram realizadas 80 medidas para a faixa de ângulos 149 a 162,5° (2 θ) com 9 níveis de 0,15°, conforme referência exemplificada na Figura 44, sendo que a região de medição foi realizada o mais próximo possível à superfície interna das espiras centrais das molas, com ângulo de medição em 45°, utilizando colimadores de 1 mm de diâmetro, realizada após remoção de material com técnica de polimento eletroquímico, com diâmetro de 2 mm. As constantes utilizadas foram baseadas em α -Fe com Módulo Elástico ($E=210$ GPa), Coeficiente de Poisson ($\nu=0,25$), Plano Cristalográfico (211), Parâmetro de Rede ($a=2,8664$ Å) e Ângulo de Difração ($\theta_0=78,2^\circ$).

Figura 44 - Ângulos e rotações utilizadas nas medidas de tensão residual, para um sistema horizontal com ajuste positivo do Ψ , modificado a partir do *Measurement Good Practice Guide* ^[103]

A determinação do teor de Austenita Retida γ_R , foi baseada em técnica similar à de Tensão Residual, porém realizada na *Volkswagen AG* na Alemanha, utilizando o equipamento do fabricante Seifert, modelo de equipamento XRD3000 e com mesma amostragem. Os valores foram obtidos pelo método de múltiplas exposições, também utilizando radiação com corrente de 50 mA e 30 kV com ânodo Cr-K α , filtro K β e feixe paralelo, de acordo com norma interna da referida empresa PV 3375, cuja aplicação foi devido à ausência de normas internacionais para a medição de níveis de γ_R utilizando esta técnica. Entretanto, por conta das restrições de sigilosidade industrial, a norma não pode ser publicada. Assim foram realizadas 160 medidas para cada faixa de ângulos (2Θ) (74° a 83°) e (98° a 114°) com incrementos ($\Delta 2\Theta$) de $0,05^\circ$, durante 30 segundos de duração, sendo que a região de medição foi realizada nas seções transversais das amostras com ângulo de medição (Ψ) = 0° , utilizando colimador de 1,5 mm de diâmetro, realizada após remoção de material com técnica de polimento metalográfico semelhante ao apresentado no item (d). A fração volumétrica de austenita retida V_{γ_R} , foi calculada de acordo com a Equação (23), onde F_{γ_R} é a superfície de reflexão da austenita $\gamma_{\langle 200 \rangle}$ e $F_{\alpha'}$ da “ferrita martensítica” ou “ferrita bainítica” $\alpha'_{\langle 200 \rangle}$, sendo $R=1,58$ uma constante empiricamente determinada de acordo com o equipamento utilizado.

$$V_{\gamma_R} = \frac{100}{1 + \frac{F_{\gamma_R \langle 200 \rangle}}{F_{\alpha' \langle 200 \rangle}} \cdot R}$$

Equação (23)

3.2.2 Ensaios Experimentais

Os Ensaios Experimentais foram realizados na empresa *Mubea GmbH* na Alemanha, sob a coordenação e acompanhamento pessoal do autor em determinados momentos críticos (término dos testes prévios e intermediários) do experimento.

O equipamento utilizado foi uma bancada para ensaios em molas com acionamento por motor elétrico, do fabricante Schenk, com capacidade para teste de 12 (doze) corpos de prova simultâneos. Sensores de frequência detectam a ocorrência de fraturas, registrando o número de ciclos, conforme mostrado na Figura 45.

Figura 45 - Bancada utilizada para o ensaio experimental e respectivo painel para registro de ciclos.

A alteração da amplitude de tensão é realizada através da regulação mecânica de um eixo excêntrico, cuja frequência também é ajustável, sendo verificado através de um medidor de rotação por infravermelho, mostrado na Figura 46. Conforme o eixo excêntrico é girado no sentido horário, o curso de uma das placas de assentamento dos corpos de prova é alterado e consequentemente a amplitude de tensão, através do esforço de compressão aplicado nas faces planas e paralelas dos corpos de prova, conforme imagens capturadas durante o primeiro lote de ensaios (Figura 47). A periodicidade de verificação dos parâmetros foi estabelecida conforme recomendado na norma ASTM E467-98a ^[102].

Figura 46 - Detalhe do interior do equipamento apresentado na Figura 45. Nota-se regulagem mecânica do eixo excêntrico e respectiva medida em rpm.

Figura 47 - Corpo de prova no momento inicial e final de curso, durante carregamento dinâmico.

Após a ocorrência de fraturas nos corpos de prova, o equipamento é desligado automaticamente, soando um alarme para a imediata substituição de amostras por outras não rastreadas, para evitar o desbalanceamento mecânico e eventual variação dos esforços mecânicos aplicados pelo equipamento, o que poderia interferir nos resultados. Os corpos de prova, após fratura, foram limpos com solvente neutro para remoção do óleo lubrificante e armazenados em dissecadores para evitar a oxidação da superfície de fratura.

a) Dimensões dos Corpos de Prova

As principais dimensões de todos os corpos de prova foram medidas: diâmetro externo, diâmetro interno, comprimento e diâmetro do arame, utilizando técnicas convencionais com paquímetros e micrômetros.

b) Relaxamento das Tensões Residuais

As Tensões Residuais Internas de Nível I foram medidas na superfície dos corpos de prova, através da leitura em 3 (três) corpos de prova para cada amostra de tratamento térmico, em cada ciclo carregamento (inicial, 10^4 , 10^5 e 10^6). O teste foi realizado sob uma amplitude de tensão corrigida de $\tau_{KH} = 475$ MPa, referente ao segundo lote de amostras e tensão mínima corrigida de $\tau_{K1} = 180$ MPa e máxima de $\tau_{K2} = 1\ 150$ MPa, sendo efetivamente medidas 3 amostras para cada ciclo e as amostras restantes permanecendo até a ocorrência da fratura, para fins de estudo de vida em fadiga.

c) Relaxamento da Força Elástica

O Relaxamento da Força Elástica Potencial dos corpos de prova foi verificada através da medição da força de resistência compressiva, de acordo com esquema extraído de norma específica ^[90], medida em corpos no estado de entrega e após o carregamento dinâmico de $1,7 \times 10^6$ ciclos, utilizando dinamômetro de bancada para medir em 6 (seis) corpos de prova de cada tratamento térmico nos patamares (L_1 e L_2), resultando em forças F_1 e F_2 , respectivamente, conforme indicados na Figura 48. O carregamento F_2 é medido após compressão dos corpos de prova para um incremento (F_3) 10% acima de F_2 , sob um armazenamento em uma temperatura de $150\ ^\circ\text{C}$, por 16h; após o resfriamento a deformação é alterada novamente para L_2 determinando a força residual F_2 . Este procedimento é típico para estes produtos por razões históricas.

Figura 48 - Diagrama teórico para molas de compressão ^[90] (esquerda) e diagrama da tensão e força resultante em função da compressão da mola (direita).

O parâmetro comparativo para verificação do relaxamento elástico é realizado através do cálculo da razão entre a variação das forças nos estados inicial e final dos corpos de prova, sendo que este Relaxamento Elástico K é descrito na Equação (24), sendo F_i e F_f a força elástica potencial inicial e final, respectivamente.

$$K = \frac{\Delta F}{F_i} = \frac{F_{if} - F_{iv}}{F_{iv}}$$

Equação (24)

d) Vida Total em Fadiga

A vida Total em fadiga (N_f) dos corpos de prova foi medida através da determinação do número de ciclos necessários para a ocorrência de fratura em 48 (quarenta e oito) corpos de prova divididos em 3 lotes de 6 (seis) corpos de cada amostra de tratamento térmico. As amplitudes de tensão τ_{kh} corrigidas foram de aproximadamente 450, 475 e 500 MPa.

A nomenclatura e o cálculo das tensões envolvidas seguem a prática de ensaios específicos para fadiga em molas helicoidais ^[90] e ^[109], sendo as razões de tensão R e A calculadas conforme Equação (25) e Equação (26).

$$R = \frac{\text{Tensão mínima}}{\text{Tensão máxima}} = \frac{\tau_{min}}{\tau_{max}} = \frac{\tau_1}{\tau_2}$$

Equação (25)

$$A = \frac{\text{Amplitude da Tensão}}{\text{Tensão média}} = \frac{\tau_H}{\tau_M}$$

Equação (26)

e) Fractografia

A fractografia (análise da superfície de fratura) foi realizada através de análise visual das imagens captadas por técnicas ópticas e eletrônicas, utilizando Câmera Digital Fabricante Canon modelo EOS 40D, bem como Microscopia Eletrônica de Varredura com detector de elétrons secundários, do fabricante LEO modelo 325Vpi com filamento de tungstênio e 20kV. As amostras foram retiradas dos corpos de prova fraturados, através de disco de corte lubrificado, após o ensaio em bancada. Estas amostras foram identificadas de modo correlato aos corpos de prova, limpos com acetona em ultrassom, colocados em recipientes lacrados, conforme exemplificado na Figura 49 e armazenados em dissecadores com sílica higroscópica.

Figura 49 - Amostras do primeiro lote ($\tau_{KH}=500\text{MPa}$) de ensaios de fadiga, retiradas dos corpos de prova na região de fratura e identificados para posterior análise fractográfica.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

‘Este capítulo é destinado ao relato dos resultados obtidos, baseados na metodologia apresentada no capítulo anterior. Para facilitar sua compreensão, estes resultados são apresentados na mesma sequência dos respectivos métodos, acrescidos de uma análise sucinta, porém com posterior discussão mais aprofundada. As considerações sobre eventuais questionamentos em relação à sua confiabilidade são detalhadas de modo autocrítico no capítulo subsequente.’

4.1 RESULTADOS

Os resultados numéricos, em geral, estão reportados em formato tabelado com respectiva geração de gráficos, divididos em três blocos. Primeiramente é apresentada a metodologia utilizada para expressá-los, seguida da parte de caracterização do material e finalmente reportando os resultados experimentais.

4.1.1 Expressão dos Resultados

Para aumentar a qualidade dos resultados ou “nível de confiança”, o método para sua expressão foi baseada na versão brasileira (Guia para Expressão da Incerteza de Medição ^[104]) do trabalho original *Guide to the Expression of Uncertainty in Measurement*, assim, os resultados, quando possível e aplicável, são apresentados contendo a média e incerteza.

Para o cálculo da média $\bar{x}$, considera-se que as medidas apresentam distribuição normal, portanto os valores esperados são a média aritmética, se referindo a uma variável aleatória x_i , da qual da qual n observações independentes foram obtidas sob a mesma condição de medição no mesmo corpo de prova, conforme Equação (27), que também é correlata à média aritmética robusta $\bar{X}$, destinada às medidas entre amostras oriundas de corpos de prova distintos.

$$\bar{x} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_i$$

Equação (27)

Para a estimativa da incerteza expandida U , para uma determinada probabilidade de abrangência p , considera-se a expansão da incerteza combinada u_c com probabilidade de abrangência de aproximadamente 95% (caso geral $k=2$), visto que os graus de liberdade ν tendem ao infinito. A incerteza padrão é designada através da denominação u_A , quando é avaliada pelo tipo A (distribuição normal de probabilidade) para medições repetidas ou u_B para uma avaliação não estatística, ou seja, outros meios geralmente catalogados. Desta forma, a incerteza padrão é o desvio padrão experimental da média $s(\bar{x})$, denominada incerteza padrão u apresentada na Equação (28) e a incerteza padrão combinada de medições diretas u_c apresentada na Equação (29). Finalmente a incerteza expandida U_p é obtida pela multiplicação do fator de abrangência k pelo u_c , conforme Equação (30).

$$u(x_i) = \frac{s(x_i)}{\sqrt{n}}$$

Equação (28)

$$u_c = \sqrt{u_1^2 + u_2^2 + \dots + u_{n-1}^2 + u_n^2}$$

Equação (29)

$$U_p = k \cdot u_c$$

Equação (30)

As recomendações para determinação das fontes de incerteza, em geral são informadas pelas respectivas normas ou práticas citadas neste trabalho, contudo no caso de omissão, as incertezas foram determinadas pela experiência dos técnicos envolvidos. Um exemplo da memória de cálculo da incerteza de medição sugerida em uma prática laboratorial utilizada neste trabalho ^[103].

O autor considera conveniente esclarecer que, conforme nota técnica ^[105] emitida pelo comitê de avaliação da incerteza de medição do INMETRO ^m em 2004, o termo “nível da confiança”, anteriormente mencionado, não tem precedência na literatura

---

^m INMETRO – Instituto nacional de Metrologia, Normalização e Qualidade Industrial

estatística e pode ser confundido com “nível de confiança” por ser sinônima na Língua Portuguesa, assim segue trecho de um texto originalmente retirado do referido documento:

Embora o ISO/GUM use o termo nível da confiança como um sinônimo para probabilidade de abrangência, recomenda-se fortemente que este último seja adotado no lugar do termo nível da confiança. Ressalta-se que o EA-4/02, documento adotado pelo Inmetro, utiliza somente o termo probabilidade de abrangência.

4.1.2 Caracterização do Material

a) Composição Química

A composição química do material é apresentada na Tabela 3, bem como os respectivos valores prescritos pela norma DIN EN 10089:2003 ^[107], para o grau 54SiCr6. Esta norma determina a condição de fornecimento para aços laminados a quente, destinados à fabricação de molas temperadas e revenidas.

Tabela 3 - Composição química ($\bar{x} \mp u_{A95}$) realizada nos corpos de prova (molas).

DIN EN	Elementos principais (% em massa)						
54SiCr6	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu + Sn
Especificado	0,51 a 0,59	1,2 a 1,60	0,50 a 0,80	< 0,025	< 0,025	0,50 a 0,80	Cu+10Sn $\pm$ 0,60
Encontrado	0,55 $\pm$ 0,01	1,34 $\pm$ 0,01	0,72 $\pm$ 0,02	0,011 $\pm$ 0,004	0,001 $\pm$ 0,056	0,71 $\pm$ 0,02	0,06

DIN EN	Elementos residuais (% em massa)						
54SiCr6	Al	Co	Ti	Nb	V	W	B
Especificado	-	-	-	-	-	-	-
Encontrado	0,0019	< 0,0015	< 0,0010	< 0,0032	< 0,011	0,011	0,0017

O resultado apresenta conformidade com os respectivos limites prescritos pela norma supracitada, entretanto, não foi considerada a especificação do nível de Cu+Sn, contida na tabela em questão, pois aparentemente apresenta erro de

digitação. O autor acredita que o valor prescrito de “ $\pm 0,60$ ”, possivelmente deveria ser “ $\leq 0,060$ ”. Embora a norma de fornecimento não prescreva os teores de elementos residuais, estes resultados foram considerados importantes, visto que poderia influenciar nos parâmetros de tratamento térmico para preparação dos corpos de prova.

b) Resistência à Tração

Os resultados obtidos no ensaio de tração, realizados na matéria prima (arame) tratada termicamente com os mesmos parâmetros das molas, são apresentados na Tabela 4, mostrando que os valores são relativamente semelhantes em ambas as amostras, exceto para o limite de escoamento, gerando uma diferença em relação à razão elástica de 8%. Os valores médios se enquadram na norma para condição de entrega dos arames destinados à fabricação de molas temperadas e revenidas em óleo (EN 10270 ^[106]) para o grau *FD SiCr*. Portanto, a matéria prima pode ser classificada como aço de alta resistência, observando que seria destinado a aplicações com baixo desempenho em fadiga (molas sem tratamento de *shot peening*), devido à sua menor exigência em relação a defeitos na superfície, conforme mencionado na norma em questão. Entretanto, estes resultados podem divergir em relação aos valores que poderiam ser encontrados nos corpos de prova (molas), pois sofreram diversas transformações mecânicas subsequentes ao tratamento térmico, conforme explicado no item de fabricação e qualidade das molas.

Tabela 4 - Medidas obtidas do ensaio de tração ($\bar{X} \pm U_{95}$), realizado na matéria prima (arame).

Corpo de Prova e (Especificação)	Resistência à tração <i>Rm</i> (MPa)	Limite de Escoamento <i>Rp_{0,2}</i> (MPa)	Razão Elástica <i>Rp_{0,2}/R</i>	Estricção <i>Z</i> (%)	Alongamento <i>A</i> (%)
<i>(FD SiCr)</i>	1870 a 2030	-	-	> 42	-
Temperado/Revenido	1.995 $\pm$ 108	1.796 $\pm$ 100	0,90	52 $\pm$ 8	2,7 $\pm$ 0,4
Austemperado	1.986 $\pm$ 96	1.628 $\pm$ 94	0,82	54 $\pm$ 12	3,5 $\pm$ 0,6

c) Dureza

A dureza, em escala HV_{10} , é apresentada na Tabela 5, onde os valores encontrados nos corpos de prova, em ambas as amostras, são considerados próximos (15 pontos HV ou 2,5%) e apresentam uma dispersão relativamente baixa, indicando homogeneidade do material.

Tabela 5 – Medidas Dureza Vickers ($\bar{X} \pm U_{95}$) realizada na seção transversal nos corpos de prova.

Corpo de Prova	Dureza
	HV_{10}
TRS	600 ± 28
ATS	615 ± 20

A dureza da camada encruada na superfície dos corpos de prova, determinada em escala HV_{10}^{-2} , é apresentada na Tabela 6 e visualizada no Gráfico 1, no qual se nota que as incertezas de medição (~8,5%), são relativamente maiores que as encontradas na escala HV_{10} (~4%), realizadas no núcleo da peça. Esta diferença é devido à maior dispersão dos valores das diagonais de endentação, possivelmente pelo menor volume de material deformado pelo penetrador.

Tabela 6 – Medidas de Dureza Vickers ($\bar{X} \pm U_{95}$), realizadas nos corpos de prova, e sua distância em relação à superfície ($\pm 10 \mu m$).

Distância da superfície (μm)	HV_{10}^{-2}	
	TRS	ATS
100	683 ± 55	680 ± 61
150	702 ± 56	682 ± 61
200	661 ± 53	701 ± 63
250	653 ± 52	693 ± 62
300	626 ± 50	667 ± 60

Gráfico 1 - Perfil de dureza da camada encruada, realizada nas amostras TRS (lado esquerdo) e ATS (lado direito). Dados obtidos da Tabela 6.

O Gráfico 2 apresenta curvas, em modo comparativo, dos resultados apresentados na Tabela 5 e Tabela 6, no qual é possível perceber que a camada encruada apresenta picos de valores de dureza 17% maiores que o núcleo do material, em ambas as amostras. Lembrando que se trata de valores obtidos utilizando cargas distintas, portanto sua correspondência direta é sujeita a erros.

Gráfico 2 - Perfil de dureza, com cargas distintas, realizado na seção transversal dos corpos de prova. Dados obtidos da Tabela 5 e Tabela 6.

d) Microestrutura

As microestruturas visualizadas nas páginas seguintes é possível observar os microconstituintes típicos, resultantes dos ciclos de tratamentos térmicos apresentados na Tabela 2. As imagens apresentadas na Figura 50 à Figura 58 foram obtidas através de técnicas de Microscopia Óptica MO, originalmente ampliada ente 100 a 1.000 vezes nos corpos de prova temperados e revenidos, após ataque metalográfico descrito nos métodos utilizados.

Figura 50 - Seção transversal dos corpos de prova temperados e revenidos, após ataque com nital 3%, apresentando martensita revenida.

Figura 51 - Seção longitudinal dos corpos de prova temperados e revenidos, após ataque com nital 3%, apresentando martensita revenida com aparente alinhamento microestrutural na direção de trefilação do arame.

Figura 52 - Seção longitudinal dos corpos de prova temperados e revenidos, após tratamento térmico e ataque conforme ASTM E112^[101], modificado. Notam-se os contornos dos grãos austeníticos anteriores com tamanho médio ASTM G7,5.

Figura 53 - Seção longitudinal dos corpos de prova temperados e revenidos, atacados diretamente (sem reaustenitização) utilizando a mesma prática metalográfica da Figura 52. Notam-se alinhamento microestrutural e contornos dos grãos austeníticos anteriores.

As medidas do tamanho de grão (G) e a distância de intercepto, conforme ASTM E112-10^[101] de ambas as amostras são apresentadas na Tabela 7, onde se observam valores semelhantes.

Tabela 7 – Medidas do tamanho médio de grão conforme ASTM E112^[101] e média da distância de intercepto, com respectivos desvio padrão, em corpos de prova temperados/revenidos (TRS) e austemperados (ATS).

Corpo de Prova	Tamanho de Grão	Distância de Intercepto
	G	μm
TRS	$7,6 \pm 0,3$	$23,2 \pm 2,1$
ATS	$7,4 \pm 0,5$	$24,8 \pm 5,2$

As imagens apresentadas na Figura 50 à Figura 59 foram realizadas de modo análogo às anteriores, porém em corpos de prova austemperados.

Figura 54 - Seção transversal dos corpos de prova austemperados, após ataque com reativo nital 3%, aparentemente apresentando predominância de bainita e áreas claras com eventual martensita, austenita retida ou bainita em menor grau de ataque.

Figura 55 - Seção longitudinal dos corpos de prova austemperados, após ataque com reativo nital 3%, aparentemente apresentando predominância de bainita e áreas claras com eventual martensita, austenita retida ou bainita em menor grau de ataque.

Conforme mencionado na revisão ^[76], a distinção entre martensita revenida e bainita inferior/superior utilizando a técnica de MO, geralmente não é conclusiva, pois as diferenças mais significativas (planos de hábito cristalográfico, tipos e localização dos carbonetos) estão no limite da resolução desta técnica. Entretanto nota-se que a amostra temperada/revenida apresenta um maior refinamento de seus microconstituintes.

Figura 56 - Seção transversal dos corpos de prova austemperados, após ataque com LePera 1:1 (esquerda) e metabissulfito com LePera (direita), apresentando bainita em tons escuros. As áreas claras, contém possivelmente austenita retida ou eventualmente martensita.

Figura 57 - Seção longitudinal dos corpos de prova austemperados, após tratamento térmico e ataque conforme ASTM E112^[101]. Notam-se os contornos dos grãos austeníticos anteriores com tamanho médio ASTM G7,5.

Figura 58 - Seção longitudinal dos corpos de prova austemperados, atacados diretamente (sem reaustenitização), utilizando a mesma prática metalográfica da Figura 57. Nota-se alinhamento microestrutural, porém os contornos dos grãos austeníticos anteriores não foram revelados.

As imagens apresentadas na Figura 59 à Figura 62 foram capturadas através de MEV, originalmente ampliadas entre 10^3 e 10^4 vezes, na seção longitudinal dos

corpos de prova temperados e revenidos, após preparação metalográfica e reativo de nital 1%.

Figura 59 – O núcleo (esquerda) e superfície (direita) apresentam martensita revenida. Notam-se carbonetos esferoidizados finos (pontos claros) dispersos aleatoriamente na matriz e intensa deformação plástica próximo à superfície.

Figura 60 – A figura da esquerda mostra a mesma região apresentada na Figura 59, porém com maior ampliação (100kX) e a figura da direita com alteração de contraste e brilho, para melhor visualização da dispersão dos carbonetos. A seta indica a presença de carbonetos em contorno de grão austenítico anterior.

Figura 61 – Notam-se os contornos de grão da austenita primária (A), inclusão não metálica (B), seções das placas da martensita revenida (C) e carbonetos precipitados (D).

As imagens apresentadas na Figura 62 à Figura 65 foram realizadas de modo análogo às anteriores, porém em corpos de prova austemperados.

Figura 62 - O núcleo (esquerda) e superfície (direita) apresentam microestrutura predominantemente bainítica. Notam-se os feixes intragranulares, a partir do contorno de grão da austenita anterior (A) e intensa deformação plástica próxima à superfície (B).

Figura 63 – Distintas morfologias de bainita, contendo finas e longas placas de ferrita com carbonetos não lamelares. A figura da direita mostra agregados com contornos mais definidos.

Figura 64 – Nota-se que a bainita inferior (centro da figura esquerda), apresenta carbonetos não lamelares, alinhados entre 55 à 60° com o eixo de ferrita bainítica. Agregados com contornos mais definidos a partir do contorno de grão austenítico anterior (C).

A análise conclusiva dos tipos de carbonetos contidos na bainita não foi realizada, pois foge do escopo deste trabalho, todavia é possível que existam carbonetos de transição (ϵ) *Epsilon*, formados antes de eventuais partículas de cementita, pois conforme mencionado na revisão ^[77], a presença de teores de silício acima de 1%, retarda sua formação. A figura Figura 64 (c) mostra duas morfologias distintas de precipitados de carbonetos, aparentemente um deles crescendo a partir da austenita enriquecida em carbono, separando as plaquetas de ferrita bainítica e outro oriundo da precipitação a partir da ferrita saturada; ambas tendem a adotar uma única variante de relação cristalográfica (mais correlata com a interface de austenita ou ferrita).

A determinação do grau de pureza, através de análise metalográfica em inclusões, não foi realizada, pois conforme a norma DIN EN 10247:2007, a metodologia se aplica à matéria prima, ou seja, em barras laminadas. Entretanto, utilizando os procedimentos descritos na norma em questão, nas amostras utilizadas para a caracterização metalográfica, acredita-se que está enquadrado em nível $K2 < 30$, ou seja, um alto grau de pureza, para padrões de produção em nível industrial desta classe de aço. Esta verificação está também baseada pela baixa quantidade de elementos considerados impurezas, como o S e P, apresentados na Tabela 3.

e) Tensões Residuais

A tensão residual interna dos corpos de prova na condição de entrega, em ambos os tratamentos térmicos, foram medidos desde a superfície até a profundidade de aproximadamente 300 μm , sendo apresentadas na Tabela 8 e visualizadas no Gráfico 3. A análise comparativa no Gráfico 4, mostra que as magnitudes são praticamente coincidentes na superfície, porém o perfil apresenta uma aparência distinta em relação ao posicionamento das tensões máximas, bem como sua magnitude em relação à profundidade em que foi medida. Aparentemente, as amostras austemperadas apresentam o pico de tensão em uma menor profundidade, além de um nível de tensão compressiva menor com o aumento da profundidade. Entretanto, estes valores podem coincidir, considerando as incertezas

de medição envolvidas, portanto esta conclusão deve ser realizada com ponderações.

Tabela 8 – Medidas de Tensão Residual ($\bar{X} \pm U_{95}$), nas amostras no estado de entrega, em relação à distância da superfície ($\pm 15 \mu\text{m}$).

Distância da superfície (μm)	Tensão Residual Compressiva (MPa)	
	TRS	ATS
0	688 ± 49	698 ± 48
50	832 ± 62	891 ± 58
100	848 ± 54	767 ± 59
200	563 ± 33	466 ± 39
300	383 ± 19	267 ± 27

Gráfico 3 – Perfil da tensão residual realizado nas amostras TRS (lado esquerdo) e ATS (lado direito). Dados obtidos da Tabela 9.

Gráfico 4 - Perfil comparativo da Tensão Residual. Dados obtidos da Tabela 8.

f) Austenita Retida

O nível de austenita retida é apresentado na Tabela 9, contudo os valores de incerteza de medição não foram estimados devido ao grau de desenvolvimento do método de ensaio utilizado para amostras austemperadas, assim os valores são referentes à média e desvio padrão entre as amostras. A média do *FWHM* (*full width at half maximum*) ou largura a meia altura dos picos espectrais que indica o “abaulamento” da curva também é apresentado, procurando explicitar a resolução do equipamento para a leitura das curvas exemplificadas no Anexo F. Entretanto, baseado em experiências anteriores realizadas com amostras conhecidas, acredita-se que os níveis da incerteza de medição estão abaixo de 15%, em relação aos valores apresentados.

Tabela 9 – Medidas de Austenita Retida γ_R ($\bar{X} \pm s$) realizadas nos corpos de prova temperados e revenidos (TRS) e austemperados (ATS), além da largura a meia altura (FWHM) das curvas.

Corpo de Prova	γ_R	FWHM
	(%)	
TRS	1,4 $\pm$ 0,3	1,4
ATS	7,2 $\pm$ 1,3	1,9

4.1.3 Ensaio Experimentais

a) Dimensões dos Corpos de Prova

As principais dimensões dos corpos de prova (molas) são apresentadas na Tabela 10, sendo comparadas às dimensões especificadas no projeto original e também à meta para a fabricação das amostras especialmente destinadas a este trabalho. Estas medidas são consideradas críticas em relação aos resultados de desempenho em fadiga, pois podem afetar significativamente o nível de tensões resultantes, podendo alterar a vida total em fadiga. O diâmetro interno da mola e do arame é considerado estável devido ao tipo de processo, ou seja, mandrilamento e fieira,

respectivamente. Para fins de cálculo das tensões aplicadas, os diâmetros do fio e interno da mola foram considerados nominalmente idênticos ao projeto, ou seja, 20 e 3,7 mm, respectivamente.

Tabela 10 – Medidas das dimensões dos corpos de prova ($\bar{X} \mp U_{95}$).

Corpo de Prova	Quantidade	Comprimento (mm)		Diâmetro Externo (mm)	
		Especificado (Meta)	Encontrado	Especificado (Meta)	Encontrado
TRS	50	55,62	$57,34 \pm 0,17$	27,40	$27,63 \pm 0,16$
ATS	50	(57,29)	$57,44 \pm 0,21$	(27,65)	$27,63 \pm 0,19$

b) Relaxamento das Tensões Residuais

As medidas das Tensões Residuais Internas, realizadas desde a superfície até a profundidade de 200 μm , em corpos de prova no estado de entrega e também após carregamento dinâmico de 10^4 , 10^5 e 10^6 ciclos, sob uma amplitude de tensão constante $\tau_{KH} = 475 \text{ MPa}$, são apresentadas na Tabela 11 (Gráfico 5) e Tabela 12 (Gráfico 6), para ambas as amostras, nos quais se percebe que praticamente não houve alteração significativa do nível de tensões residuais iniciais.

Tabela 11 – Medidas da Tensão Residual ($\pm U_{95}$) realizadas nas amostras TRS, após carregamento cíclico, em relação à distância da superfície ($\pm 15 \mu\text{m}$), em $\tau_{KH}=475 \text{ MPa}$.

Distância da superfície (μm)	Tensão Residual Compressiva (MPa)			
	Ciclos			
	10^0	10^4	10^5	10^6
0	688 ± 47	685 ± 57	683 ± 49	682 ± 55
50	832 ± 44	824 ± 48	823 ± 49	824 ± 54
100	848 ± 70	839 ± 48	850 ± 61	839 ± 48
200	563 ± 51	555 ± 64	590 ± 60	587 ± 72

Tabela 12 – Medidas da Tensão Residual ($\bar{X} \pm U_{95}$) realizadas nas amostras ATS, após carregamento cíclico, em relação à distância da superfície ($\pm 15 \mu\text{m}$), em $\tau_{KH}=475 \text{ MPa}$.

Distância da superfície (μm)	Tensão Residual Compressiva (MPa)			
	Ciclos			
	10^0	10^4	10^5	10^6
0	698 ± 45	642 ± 44	651 ± 44	681 ± 44
50	891 ± 46	901 ± 54	885 ± 49	870 ± 47
100	767 ± 56	763 ± 49	780 ± 62	751 ± 51
200	466 ± 77	462 ± 64	466 ± 68	452 ± 60

Gráfico 6 – Perfil da Tensão Residual dos corpos de prova ATS, após carregamento cíclico. Dados obtidos da Tabela 12.

A análise realizada através de uma ligação pontilhada e suavizada entre os pontos médios de tensão residual, conforme Gráfico 7 e Gráfico 7, mostra que o carregamento cíclico gerou uma discreta diminuição da magnitude das tensões residuais em ambas as amostras, contudo a diferença entre os valores iniciais e finais são considerados relativamente pequenos, além do que apresentam valores menores que as respectivas incertezas de medição, portanto conclui-se que os corpos de prova não apresentaram um relaxamento significativo de tensões residuais nas camadas superficiais.

Gráfico 7 - Perfil comparativo da Tensão Residual inicial e final, após 10^6 ciclos em $\tau_{kH} = 475 \text{ MPa}$, para amostras TRS. Dados obtidos da Tabela 11.

Gráfico 8 - Perfil comparativo da Tensão Residual inicial e final, após 10^6 ciclos em $\tau_{kH} = 475 \text{ MPa}$, para amostras ATS. Dados obtidos da Tabela 12.

d) Relaxamento da Força Elástica

O Relaxamento da Força Elástica (K_1 e K_2), medido após $1,7 \times 10^6$ ciclos, ou seja, a variação entre a força potencial elástica inicial da mola (F_1 e F_2) e sua força potencial final (F_1' e F_2'), nas respectivas posições de compressão (L_1 e L_2), é apresentado na Tabela 13, originando o Gráfico 9. O cálculo foi realizado de acordo com a Equação (24) e as posições de compressão podem ser visualizadas na Figura 48.

Tabela 13 – Medidas do Relaxamento da Força Elástica, ($\bar{X} \pm U_{95}$), após $1,7 \times 10^6$ ciclos e respectivas Amplitudes de Tensões ($\pm 3 \text{ MPa}$). Ensaio em $f=25\text{Hz}$, para amostras temperadas e revenidas.

τ_{KH}	K_1	K_2
(MPa)	(%)	
500	$4,9 \pm 0,7$	$0,67 \pm 0,08$
480	$3,8 \pm 0,6$	$0,55 \pm 0,07$
452	$2,2 \pm 0,3$	$0,43 \pm 0,05$

Gráfico 9 – Influência da Amplitude de Tensão no Relaxamento da Força Elástica nas posições L_1 (figura à esquerda) e L_2 (figura à direita) nas amostras temperadas e revenidas. Dados obtidos da Tabela 13.

Tabela 14 – Medidas do Relaxamento da Força Elástica, $(\bar{X} \pm U_{95})$, após $1,7 \times 10^6$ ciclos e respectivas Amplitudes de Tensões ($\pm 3 \text{ MPa}$). Ensaio em $f=25\text{Hz}$, para amostras austemperadas.

τ_{KH}	K_1	K_2
MPa	%	
499	$5,7 \pm 0,9$	$1,21 \pm 0,14$
487	$4,3 \pm 0,6$	$0,91 \pm 0,11$
452	$2,2 \pm 0,3$	$0,48 \pm 0,06$

Gráfico 10 – Influência da Amplitude de Tensão no Relaxamento da Força Elástica nas posições L_1 (figura à esquerda) e L_2 (figura à direita) nas amostras austemperadas. Dados obtidos da Tabela 14.

d) Vida Total em Fadiga S-N (Curva de Wöhler)

Os valores médios da quantidade de ciclos necessários para a ocorrência da fratura ou simplesmente Vida Total em Fadiga (N_f), bem como os respectivos parâmetros de ensaio, são mostrados na Tabela 15 e Tabela 16, para amostras temperadas/revenidas e austemperadas, respectivamente. O Gráfico 11 (diagrama S-N) gerado através dos valores individuais de N_f foi desenhado conforme recomendado na ASTM 468-90 ^[108]. A nomenclatura e símbolos são explicados no item 3.2.2 (c).

Tabela 15 - Valores médios das tensões e razões calculadas com respectiva vida em fadiga (N_f). Ensaio em $f=25\text{Hz}$, para amostras temperadas e revenidas.

Lote de amostras	τ_{kH}	τ_{kM}	τ_{k2}	τ_{k1}	A	R	$N_f \times 10^6$
	MPa						
1	500	640	1140	140	0,8	0,1	3,97
2	480	660	1140	180	0,7	0,2	9,13
3	451	655	1106	204	0,7	0,2	>30,9**

*três corpos de prova atingiram $N_f=50 \times 10^6$ sem fratura, não sendo considerados na média.

Tabela 16 - Valores médios das tensões e razões calculadas com respectiva vida em fadiga (N_f). Ensaio em $f=25\text{Hz}$, para amostras austemperadas.

Lote de amostras	τ_{kH}	τ_{kM}	τ_{k2}	τ_{k1}	<i>A</i>	<i>R</i>	$N_f \times 10^6$
	<i>MPa</i>						
1	504	655	1159	151	0,8	0,1	8,43
2	488	673	1162	185	0,7	0,2	11,4
3	452	654	1106	198	0,7	0,2	>32,3**

**três corpos de prova atingiram $N_f=50 \times 10^6$ sem fratura, não sendo considerados na média.

Gráfico 11 – Diagrama S-N, mostrando a influência da amplitude de tensão cisalhante na vida total em fadiga, para amostras temperadas e revenidas (TRS) e austemperadas (ATS). Dados obtidos a partir dos valores individuais geradores da Tabela 15 e Tabela 16.

e) Análise de fraturas

A análise em MEV nas superfícies de fraturas demonstra que as trincas ocorridas em todos os corpos de prova iniciaram subsuperficialmente (aproximadamente 130 μm), no diâmetro interno da mola com propagação em um plano à 45° em relação a seus eixos longitudinais. Estas propagações causaram fraturas com aparências ligeiramente distintas, sendo que as amostras temperadas e revenidas apresentaram uma maior tendência do crescimento da trinca na direção da texturização do arame, conforme fragmentos retirados dos corpos de prova, mostrados na Figura 65. Todas as fraturas ocorreram em espiras ativas, com localização indicada na Gráfico 12, com o valor $p > 1/2$, ou seja, aderente à curva normal, com intervalo de confiança de 95%.

Figura 65 - Amostras típicas retiradas dos corpos de prova fraturados durante ensaio de bancada. Esquerda TRS 475-2 $\tau_{KH}=480$ MPa com $N_f=6,2 \times 10^6$ e direita ATS 475-2 $\tau_{KH}=506$ MPa com $N_f=8,4 \times 10^6$.

Gráfico 12 – Distribuição da localização da fratura em relação à posição nas espiras, nas amostras temperadas e revenidas (esquerda) e austemperadas (direita).

As imagens apresentadas na Figura 66 à Figura 72 foram capturadas através de técnicas de MEV, nos corpos de prova temperados e revenidos.

Figura 66 – A seta pontilhada indica a região do início da trinca (estágio I), conforme ampliação da região demarcada com círculo, após $N_f=4,8 \times 10^6$ em $\tau_{kf}=500$ MPa, na amostra (TRS500-2).

Figura 67 - Ampliação da Figura 66, com a seta indicando a direção do crescimento da trinca estável (estágio II), apresentado trincas secundárias. A figura da direita mostra a região da trinca instável (estágio III) com alteração de plano.

Figura 68 - Ampliação da região III indicada na Figura 67, mostrando relevos com predominância de mecanismo de propagação das trincas por coalescência de microcavidades com algumas facetas por clivagem. Nota-se a inclinação do plano (IIIb) ao final da fratura (lábios de cisalhamento).

Figura 69 - A seta indica a região do início da trinca (estágio I), conforme ampliação da região demarcada com círculo, após $N_f=6,2 \times 10^6$ ciclos em $\sigma_{KH}=480$ MPa, na amostra (TRS475-2). Nota-se que o plano da propagação da trinca foi alterado de 45° para a direção da trefilação do arame.

Figura 70 - A figura da esquerda mostra a região ampliada da Figura 69, indicando o início da trinca. A seta mostra a direção da propagação estável (estágio II).

Figura 71 - Ampliação da região III indicada na Figura 69, mostrando a direção da propagação da trinca instável (estágio III), contendo mecanismos de propagação predominante por coalescência de microcavidades e ilhas esparsas com facetar por clivagem.

As imagens apresentadas na Figura 72 à Figura 75 foram capturadas através de técnicas de MEV, nos corpos de austemperados (ATS).

Figura 72 - A seta pontilhada indica a região do início da trinca (estágio I), conforme ampliação da região demarcada com círculo, após $N_f=8,4 \times 10^6$ ciclos em $\sigma_{KH}=506$ MPa, na amostra (ATS475-2).

Figura 73 - Ampliação da Figura 72, com a seta indicando a direção do crescimento da trinca estável (estágio II)

Figura 74 - Ampliação da região III, indicada na Figura 72, mostrando a direção da propagação da trinca instável (estágio III) através de mecanismos de propagação predominante de coalescência de microcavidades e ilhas esparsas com facetas por clivagem.

4.2 DISCUSSÃO

A discussão e elaboração de hipóteses sobre a influência dos resultados e análises apresentados anteriormente, no estudo dos mecanismos de fadiga e desempenho das molas são abordadas de modo cronológico, conforme a sequência de ensaios previamente apresentada.

4.2.1 Influência das Propriedades Mecânicas do Material

Os níveis de dureza e resistência à tração do material, em ambas as amostras, é considerado equivalente, conforme apresentado nas Tabela 4 a 6. Existe, entretanto, uma diferença no limite de escoamento, já que as amostras austemperadas apresentaram valores relativamente menores, gerando uma diferença de razão elástica (razão entre limite de escoamento e limite de resistência) de 8%. Entretanto, o valor do “escoamento local” na região de início da trinca não foi medido e, portanto não pode ser correlacionado diretamente com a vida em fadiga. Todavia, esta característica será útil para a discussão no item posterior. O maior limite de escoamento nas amostras temperadas/revenidas pode ser correlacionado com a dificuldade de movimentação das discordâncias geradas por barreiras microestruturais devido ao maior refinamento microestrutural, em relação às amostras austemperadas, apresentadas nas Figura 50 a 65. Conforme observado nas microestruturas apresentadas, os feixes bainíticos, possuem dimensões típicas de $6 \times 1 \mu\text{m}$ e as placas martensíticas de $1 \times 0,30 \mu\text{m}$. Além disso, observa-se a presença de austenita retida nas amostras austemperadas, que é um microconstituente mais dúctil em relação aos outros microconstituintes observados.

4.2.2 Influência da Tensão Residual

O aumento da resistência à fadiga, devido às tensões residuais compressivas, obtido pelo processo de jateamento por partículas duras é um fato consagrado na literatura ^{[47], [48] e [50]}, portanto sua medida é crítica para a conclusão do trabalho.

A análise da distribuição dos níveis de tensão residual mostra que existe uma diferença de perfis, conforme mostrado no Gráfico 13. As superfícies em ambas as amostras apresentam níveis de tensão compressivas, praticamente coincidentes. Entretanto, o pico de tensão residual nos corpos de prova austemperados é mais “raso”. Este mesmo gráfico indica no círculo pontilhado uma região “crítica”, onde a maior parte das trincas por fadiga foi iniciada. Assim, as amostras temperadas/revenidas apresentaram maior tensão residual compressiva, (média 100 MPa) na região típica de início das trincas ($130 \pm 50 \mu\text{m}$ de profundidade), logo é possível que a tensão local resultante entre o “balanço” das tensões compressivas residuais versus o carregamento remoto seja menor, suscitando uma condição teoricamente mais favorável em relação ao aumento da resistência à fadiga. Esta característica pode ser explicada pela maior facilidade e capacidade das camadas mais rasas nas amostras austemperadas, em se deformar plasticamente, devido à sua maior ductilidade. Assim, esta característica pode gerar um “escudo instantâneo” de material encruado nas camadas subsuperficiais ($< 100 \mu\text{m}$), impedindo que a deformação plástica ocorra mais intensamente em profundidades maiores, como nas amostras temperadas/revenidas.

Gráfico 13 - Perfil comparativo da Tensão Residual, mostrando a diferença em uma região típica de início de trincas. Modificado a partir do Gráfico 4.

4.2.3 Influência da Dureza da Camada Encruada

Não foram encontrados estudos explicando de modo claro, a influência do perfil de dureza da camada encruada nos mecanismos de fadiga, porém possivelmente a eventual diferença da densidade de discordâncias em regiões com níveis de deformações plásticas distintas deve influenciar esse processo. Todavia, existem poucos trabalhos publicados a respeito deste tópico ^[85] e ^[87], provavelmente pela dificuldade de medição confiável (pequeno volume amostral) e preparação de amostras (lâmina finas) para análise da densidade de discordâncias, utilizando técnica de microscopia de transmissão.

As camadas encruadas apresentam distintos perfis de dureza, que poderiam influenciar na distribuição de tensão residual, bem como na vida em fadiga, conforme visualizado no Gráfico 14, contudo na região típica de início das trincas, indicado pelo círculo pontilhado, as durezas são semelhantes. Assim, pode-se inferir, mas não afirmar conclusivamente, que exista uma maior densidade de discordâncias próximas à região de início das trincas, gerada pela maior taxa de deformação plástica devido ao jateamento, que foi observado de forma indireta pelo

aumento relativo da dureza local. Isso pode ter influenciado a movimentação e interação entre discordâncias, aumentando a quantidade de ciclos necessários para os estágios iniciais do processo de fadiga. Por outro lado, caso as trincas iniciassem em profundidades maiores, as amostras austemperadas poderiam ser favorecidas em relação à resistência à fadiga, pelos mecanismos acima descritos.

Gráfico 14 - Perfis comparativos de Dureza e Tensão Residual. Modificado a partir do Gráfico 2 e Gráfico 4.

4.2.4 Influência do Relaxamento das Tensões Residuais

Conforme revisão da literatura ^{[51], [52] e [54]}, um eventual relaxamento das tensões residuais na superfície, o qual normalmente ocorreria mais significativamente nos primeiros ciclos, poderia influenciar na vida em fadiga, pois o gradiente e magnitude das tensões compressivas são críticas para a determinação da região de início das trincas e conseqüentemente para a vida em fadiga. Entretanto, os Gráfico 6 a 8, mostram que este fenômeno não foi observado em nível significativo, em ambas as amostras, possivelmente devido a dois fatores principais:

- a) Experimento realizado com tensões não reversas, que aparentemente não forneceram um potencial suficientemente grande para a ocorrência de relaxamento;
- b) Estratégia de fabricação dos corpos de prova, na qual os métodos utilizados, principalmente o jateamento e a calibração final, aparentemente geraram uma condição interna, que teria estabilizado eventuais movimentações de discordâncias no reticulado cristalino, que poderiam aliviar ou diminuir a magnitude das tensões residuais.

Por outro lado, as experiências realizadas na literatura mencionada, foram feitas em condições experimentais diferentes das utilizadas neste trabalho, ou seja, em corpos de prova com jateamento convencional, cuja calibração final não foi mencionada e também com maiores amplitudes e magnitudes de tensão, além de ensaios com tensões alternadas trativas e compressivas (reversas), como anteriormente mencionado.

4.2.5 Influência do Relaxamento da Força Elástica

Ambas as amostras apresentaram relaxamento da força potencial elástica durante o carregamento cíclico, porém este fenômeno foi mais significativo na posição de

compressão dos corpos de prova em L_2 (K_2), ou seja, com menor carga, conforme mostrado no Gráfico 15 e Gráfico 15. Também nota-se que o relaxamento foi mais significativo nas amostras austemperadas, particularmente nos corpos de prova submetidos à maior amplitude de tensão, com tendência a uma equalização com a diminuição desta amplitude.

Gráfico 15 - Influência da amplitude de tensão τ_{kH} no relaxamento elástico (K_1) em posição L_1 , comparativamente entre amostras temperadas e revenidas (TRS) e austemperadas (ATS). Modificado a partir do Gráfico 9 e Gráfico 8.

Gráfico 16 - Influência da amplitude de tensão τ_{kH} no relaxamento elástico (K_2), comparativamente entre amostras temperadas e revenidas (TRS) e austemperadas (ATS). Modificado a partir do Gráfico 9 e Gráfico 8.

Este fenômeno praticamente não alterou as amplitudes das tensões no decorrer do ensaio, conforme verificado na Tabela 17 e Tabela 18, pois ocorreram em ambas as posições de compressão de modo proporcional, porém a magnitude média da tensão foi diminuída para valores inferiores à incerteza de medição (vide item (d)), sendo 1% no caso das amostras temperadas/revenidas e 1,3% nas austemperadas.

Tabela 17 - Valores médios da variação da Amplitude de Tensão Corrigida τ_{KH} e Tensão Média Corrigida inicial τ_{KM} (após $1,7 \times 10^6$ ciclos) para amostras temperadas e revenidas (TRS).

Lote de amostras	$\tau_{KH}(inicial)$	$\tau_{KH}(final)$	$\tau_{KM}(inicial)$	$\tau_{KM}(final)$	$\Delta \tau_{KH}/\tau_{KH}$	$\Delta \tau_{KM}/\tau_{KM}$
	MPa				%	%
1	499	500	640	633	0	1
2	480	480	660	653	0	1
3	452	451	655	649	0	1

Tabela 18 - Valores médios da variação da Amplitude de Tensão Corrigida τ_{KH} e Tensão Média Corrigida inicial τ_{KM} (após $1,7 \times 10^6$ ciclos) para amostras austemperadas (ATS).

Lote de amostras	$\tau_{KH}(inicial)$	$\tau_{KH}(final)$	$\tau_{KM}(inicial)$	$\tau_{KM}(final)$	$\Delta \tau_{KH}/\tau_{KH}$	$\Delta \tau_{KM}/\tau_{KM}$
	MPa				%	%
1	501	504	655	643	1	2
2	487	488	673	664	0	1
3	452	451	655	648	0	1

4.2.6 Análise das Curvas S-N

Os dados de Amplitude da Tensão Cisalhante Corrigida (τ_{KH}) e respectiva Vida Total em Fadiga (N_f) em ciclos é analisada em modo visual e comparativo no Gráfico 17 através de um estudo de regressão aplicada à estes valores, em ambas as amostras, gerando um respectivo resíduo ou coeficiente de determinação (R^2), que indica quanto da variância da amplitude de tensão é explicada pela variância do número de ciclos, ou seja, mostrando que a correlação mais apropriada é um modelo logaritmico. Os respectivos intervalos de confiança (95%) são apresentados no Gráfico 18.

Gráfico 17 - Análise comparativa da influência da amplitude de tensão na vida em fadiga, entre amostras Temperadas/Revenidas (TRS) versus Austemperadas (TRS). Modificado a partir do Gráfico 11.

Gráfico 18 – Intervalos de confiança (95%) para amostras temperadas e revenidas (esquerda) e austemperadas (direita). Dados obtidos do **Error! Reference source not found.**

Para verificar a diferença entre os resultados gráficos, ambas as amostras (temperadas/revenidas e austemperadas) foram divididas em 3 (três) lotes com distintas amplitudes de tensões nominais, sendo [Lote 1 (500MPa), Lote 2 (475 MPa) e Lote 3 (450 MPa)] e realizado um teste não paramétrico (para poucas amostras) de *Mann-Whitney*, concluindo que as amostras contidas no lote 1 apresentam média de vida distinta, pois o valor $p=0,01$, ou seja, $p<0,05$. Por outro lado, as amostras do lote 2 apresentaram médias de vida similares entre si, com valor $p=0,19$, assim como o lote 3 com $p=1,0$, sendo ambas com valor $p>0,05$.

Outro estudo, que pode ser utilizado para verificar a diferença entre os resultados (médias das amostras) é realizado pela análise da variância (sugerido para amostras $n > 30$). O Gráfico 19 mostra os diagramas de caixa e os respectivos valores p da análise da variância, onde nota-se que o Lote 1 apresenta discrepância entre os valores da média. Por outro lado, os Lotes 2 e 3 apresentam médias consideradas semelhantes, pois $p > 0,05$, para um mesmo nível de IC (95%).

Gráfico 19 – Diagramas de caixa e respectivos valores p da análise de variância, comparando os lotes de amostras temperadas e revenidas (TRS) e austemperadas (ATS). Dados obtidos do Gráfico 20.

O lote 2 apresentou resultados de vida total em fadiga, próximo a de 10^7 ciclos, sendo considerado o limiar entre o regimes de alto ciclo e ultra-alto ciclo, conforme a nomenclatura utilizada na literatura. Portanto as amostras austemperadas apresentaram melhor desempenho em fadiga, para o regime de alto-ciclo, tendendo a uma equalização, conforme se diminui a amplitude de tensão, entrando no regime de ultra-alto ciclo. Cabe ressaltar que a Amplitude da Tensão Cisalhante Corrigida (τ_{KH}) foi analisada com mais detalhes do que a Tensão Cisalhante Corrigida Média (τ_{KM}), pois devemos considerar um estado multiaxial de tensões. Assim, em torsão, teoricamente a tensão média não apresenta influência na vida em fadiga, pois sua componente hidrostática é nula, conforme os fundamentos da Mecânica dos Sólidos.

Por outro lado o desempenho em fadiga pode ser mais bem estudado através de outra técnica estatística de probabilidade de vida por *Weibull*, realizada utilizando o programa *Weibull++@7* da *Reliasoft* que apresentada no Gráfico 21. Nota-se que para o lote 1, no qual o carregamento apresenta maior amplitude de tensão, a probabilidade de vida das amostras austemperadas (ATS) é maior, entretanto com a diminuição da amplitude de tensão, existe uma tendência à equalização desta probabilidade. Os parâmetros de Weibull também são apresentados nos respectivos gráficos, mostrando que o parâmetro de forma β ou inclinação da curva indica uma taxa de falha crescente e pouco dispersa ($\beta > 1$).

Gráfico 21 – Análise estatística de Weibull, mostrando a correlação entre a probabilidade de falha e a quantidade de ciclos necessários para a fratura, entre amostras temperadas/revenidas (TRS) e austemperadas (ATS).

4.2.7 Início e Propagação das Trincas

Conforme anteriormente mencionado, os mecanismos de fadiga em ambas as amostras apresentaram semelhança em relação à análise fractográfica, com início subsuperficial no quadrante interno da mola em espiras ativas, de acordo com os relatos apresentados na literatura [61] e [84]. A sua propagação, em modo estável (estágio I), iniciou em um plano a 45° em relação aos seus eixos longitudinais devido à resultante de tensão cisalhante máxima, conforme esquematizado na Figura 75. A trinca eventualmente se desvia para outra direção também favorável, aparentemente influenciada pela textura de orientação gerada pelo histórico dos processos de fabricação termomecânica. Este comportamento da propagação de trincas é típico em processos de fadiga mecânica [24], [25], [26], [32], [33] e [34].

Figura 75 - Esquema apresentando os estágios I, II e III de fadiga, com início subsuperficial e propagação da trinca com afloramento na superfície interna da espira em um ângulo a 45° do eixo longitudinal, após o carregamento torsional T , gerado pelo carregamento cíclico da força F .

A localização do início das trincas é considerada crítica para este estudo, visto que os estágios iniciais contribuem de modo significativo para a quantidade total de ciclos em fadiga. Deste modo, o alto nível relativo de ciclos necessários para a ocorrência da fadiga, foi devido ao início subsuperficial em uma profundidade média de $130\ \mu\text{m}$, possivelmente em contornos de grão austeníticos anteriores. Esta região potencial para o início de trincas é controlada pelas estratégias de fabricação dos corpos de prova, pois o estado de tensões, neste ponto é influenciado pela resultante entre as tensões residuais compressivas locais, tensões remotas e eventuais concentradores de tensões gerados por heterogeneidades microestruturais eventualmente presentes no material. Entretanto, o autor acredita

que a influência das barreiras micro estruturais, geradas pelos tratamentos térmicos, associadas ao encruamento, foi fator mais decisivo, aumentando a estabilidade de movimentação das discordâncias na superfície (região teoricamente mais favorável ao início de trincas) e consequentemente migrando a região potencial de início para a subsuperfície, retardando assim, o início do processo de fadiga ou aumentando seu limiar para o estágio seguinte. Estas barreiras, possivelmente contêm altas densidades de discordâncias geradas inicialmente pelo tratamento térmico, aumentadas posteriormente pelo efeito de encruamento promovido pela deformação plástica associada. Pode ocorrer ainda, envelhecimento dinâmico, durante o processo de jateamento seguido de calibrações a morno, aumentando ainda mais a estabilização das discordâncias.

A análise estatística realizada no item 4.2.6, mostra que o comportamento distinto entre as amostras, no regime de alto-ciclo (maiores amplitudes de tensões), provavelmente está correlacionado com as diferenças microestruturais. O material austemperado apresenta predominância de bainita inferior com regiões esparsas de austenita retida, sem a presença de carbonetos precipitados em contornos de grão, os quais foram encontrados nas amostras temperadas e revenidas. Esta característica gera sítios preferenciais para início de trincas por fadiga, devido à maior dureza e menor deformabilidade plástica do precipitado em relação à matriz, podendo acelerar os estágios iniciais da fadiga ou diminuir o limiar entre o estágio I para o estágio II nas amostras temperadas e revenidas; Por outro lado, no regime de ultra-alto ciclo, controlado por uma menor amplitude de tensão, as diferenças microestruturais não influenciaram na vida em fadiga. Possivelmente, a magnitude da tensão local gerada pelo efeito multiplicador de tensões, nos mesmos sítios preferenciais de nucleação da trinca, foi significativamente diminuída pela, também, menor tensão remota aplicada.

As fronteiras exatas entre os distintos estágios de fadiga não são claros, entretanto a caracterização pode ser realizada através da identificação do respectivo mecanismo predominante. A análise de seu relevo é mostrada em fractografias apresentadas no item 4.1.2 (e), nas quais as clássicas estrias de fadiga não foram visualizadas, possivelmente devido à baixa ductilidade do material. A literatura, geralmente, adota a nomenclatura de “quasi-clivagem” para esta aparência da propagação de trincas,

contudo o autor prefere utilizar a descrição de mecanismo misto, que, na maioria das vezes, é uma combinação de clivagem com coalescência de microcavidades.

Os defeitos típicos de fabricação de molas ^[59], ^[60] e ^[63] não influenciaram os resultados, principalmente devido ao alto grau de pureza da matéria prima, rígido controle dos processos de fabricação dos corpos de prova e refino do grão austenítico anterior. Como consequência, os níveis de vida em fadiga atingiram sua meta, ultrapassando os clássicos limites do regime de alto ciclo e permitindo o estudo em um regime de alto e ultra-alto ciclo.

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

‘As considerações realizadas neste capítulo objetivam explicar os motivos das restrições das atividades práticas e eventuais fontes de erros das análises, que foram censuradas ou desconsideradas.’

5.1 ANÁLISE CRÍTICA DAS AMOSTRAS

A quantidade de amostras envolvidas no trabalho, apesar de ser considerada satisfatória em âmbito estatístico, não foi maior devido ao longo período de tempo necessário para o término dos ensaios de fadiga em regime de ultra-alto ciclo. Assim, uma maior quantidade ultrapassaria o prazo estipulado pela instituição a qual se destina o trabalho. Ainda, para evitar a eventual influência nos resultados, oriundo da utilização de diversas bancadas para fadiga optou-se em manter um único equipamento experimental.

A qualidade do material em relação ao nível de pureza, bem como o processo de fabricação das molas não influenciaram os resultados, permitindo um aproveitamento integral dos corpos de prova, ou seja, sem variáveis que pudessem interferir nos resultados.

A estratégia para a determinação do ciclo de tratamento térmico objetivou a obtenção de durezas semelhantes nos corpos de prova em ambas as amostras, na tentativa de diminuir variáveis que pudessem influenciar em uma análise comparativa. Assim, baseado na dureza das amostras temperadas/revenidas (aproximadamente 600 HV₁₀), foram realizadas diversas tentativas, alterando o tempo de permanência e a temperatura do banho de austêmpera, resultando em um ciclo de 290 °C em 25 min.. Porém, segundo os diagramas TTT e de resfriamento contínuo apresentado na Figura 41 e na Figura 42, este binômio tempo/temperatura está próximo ao início da transformação martensítica, bem como do final da reação bainítica, podendo eventualmente gerar uma mistura de microconstituintes. Outro fator a ser considerado, é de que não foram encontrados na literatura diagramas

isotérmicos, para o caso particular da liga estudada, sendo necessária a utilização de programas para a previsão das curvas e temperaturas de início e final de transformação.

5.2 ANÁLISE CRÍTICA DOS RESULTADOS

A análise da influência do relaxamento de tensões residuais na vida em fadiga foi realizada apenas com o parâmetro de amplitude de tensão, pois se considerou que a diminuição desta amplitude, não alteraria o resultado e aumentaria significativamente o tempo para o encerramento da pesquisa.

Os resultados experimentais de vida total em fadiga, em relação à retirada dos corpos de prova do equipamento e registro do respectivo número de ciclos foram parcialmente acompanhados *in loco* pelo autor, devido à grande distância envolvida e tempo necessário para a ocorrência de fratura entre os lotes. Por outro lado, considerando o grau de relacionamento, profissionalismo e maturidade dos profissionais envolvidos no trabalho, os dados obtidos podem ser considerados idôneos.

Os ensaios para a caracterização do material foram considerados satisfatórios, sendo que os resultados obtidos na matéria prima estão semelhantes aos valores correlatos apresentados nos respectivos certificados da qualidade.

Os métodos para a análise dos microconstituintes, também foram considerados satisfatórios. Entretanto, a microestrutura muito refinada dificultou a diferenciação entre os diversos microconstituintes, principalmente a austenita retida. Outro fator importante a ser considerado, é a eventual presença de martensita ou martensita autorevenida nas amostras austemperadas. Não é possível a distinção destes microconstituintes utilizando difratometria de raios-X, pois esta técnica não permite a distinção entre a bainita inferior e a martensita, devido à similaridade cristalográfica que gera superposição dos picos de difração, exemplificados no Anexo F.

A metodologia para a determinação do relaxamento da força elástica é um ensaio com características tecnológicas para verificação da estabilidade do produto, contudo se considerou um importante item complementar de análise.

A análise comparativa numérica com outros trabalhos correlatos foi prejudicada, pois o modo típico de apresentação de resultados na área de ensaios analíticos, expressando incertezas de medição, não é constante, ao contrário da área metroológica dimensional que é referência.

5.3 ANÁLISE CRÍTICA DO EXPERIMENTO

Para estudar os mecanismos de fadiga, através da análise do início e propagação de trincas em regime de ultra-alto ciclo, as condições dos corpos de prova e parâmetros dos ensaios foram adequados, pois o valor típico de 10^7 ciclos, que classicamente separa, de modo informal, os regimes de alto e ultra-alto ciclo foi ultrapassado.

Os problemas relacionados à flambagem (vide Figura 38) e outros aspectos construtivos dos corpos de prova, além da estabilidade do equipamento não influenciaram nos resultados, já que a ocorrência da localização de todas as fraturas foi de acordo com a previsão teórica.

A confirmação dos valores da tensão teórica nos corpos de prova durante o trabalho na bancada de testes não foi realizada, pois a instrumentação dos corpos de prova exige um alto grau de especialização, que somente ficou disponível às vésperas do encerramento desta pesquisa, sendo sugerida sua utilização em trabalhos futuros.

6 CONCLUSÕES

‘O capítulo é destinado a uma conclusão, em modo sucinto, do trabalho global, mas focado e alinhado aos objetivos apresentados no capítulo inicial. Lembrando sempre ao leitor, que as conclusões se referem somente ao trabalho realizado e suas amostras, ou seja, sua extrapolação para outros casos devem ser realizadas de modo ponderado. O tema desenvolvido é complexo e para complementá-lo o autor sugere a leitura do capítulo posterior que serve de sugestão para continuação desta linha de pesquisa.’

Foram estudados os mecanismos de fadiga, em regime de alto e ultra-alto ciclo, em molas válvula automotiva Si-Cr, beneficiadas com distintos tratamentos térmicos (austêmpera e têmpera/revenimento), obtendo durezas equivalentes. Através dos resultados apresentados, conclui-se que:

a) O aumento da amplitude de tensão cisalhante diminuiu a vida total em fadiga para ambas as amostras. As amostras austemperadas apresentaram maior probabilidade de vida no regime de alto-ciclo, correspondente a maiores níveis de amplitude de tensão cisalhante. Entretanto com a diminuição deste valor, entrando no domínio do regime ultra-alto ciclo, houve uma tendência à equalização da probabilidade de vida;

b₁) O comportamento distinto entre as amostras, no regime de alto-ciclo, provavelmente está correlacionado com as diferenças microestruturais e tensões locais. O material austemperado apresenta predominância de bainita inferior com regiões esparsas de austenita retida e isenção de carbonetos precipitados em contornos de grão, os quais foram encontrados nas amostras temperadas e revenidas. Esta característica gerou sítios preferenciais para início de trincas por fadiga, devido à maior dureza e diferença de deformabilidade plástica do precipitado em relação à matriz, podendo acelerar os estágios iniciais da fadiga ou diminuir o limiar entre o estágio I para o estágio II nas amostras temperadas e revenidas; Por outro lado, no regime de ultra-alto ciclo, controlado por uma menor amplitude de tensão cisalhante, as diferenças microestruturais não influenciaram na vida em fadiga. Possivelmente, a magnitude da tensão local gerada pelo efeito multiplicador de tensões, nos mesmos sítios preferenciais de nucleação da trinca, foi significativamente diminuída pela menor tensão remota aplicada;

b₂) As amostras austemperadas, principalmente na região de alto-ciclo, apresentaram um maior relaxamento elástico, possivelmente devido aos maiores níveis de amplitudes das tensões aplicadas, gerando uma discreta diminuição da magnitude de tensão média. Este maior relaxamento, aparentemente está correlacionado com a menor razão elástica do material, pois apesar dos arames apresentarem dureza e resistência à tração em níveis semelhantes, o limite de escoamento nas amostras temperadas e revenidas foi maior, possivelmente pelo maior refino de seus microconstituintes, que gera um material aparentemente mais estável em relação à força elástica, após carregamentos cíclicos;

b₃) Não houve relaxamento de tensões residuais na superfície dos corpos de prova, após uma quantidade significativa de ciclos, portanto este fenômeno não influenciou em sua vida total. Possivelmente, esta manutenção do nível de tensões residuais, está correlacionada com a condição de maior estabilidade para movimentação das discordâncias. Esta condição é resultante das barreiras internas do material (microestrutura e campo de tensões), obtidas pela estratégia de fabricação dos corpos de prova, onde o nível de tensões remotas atuantes foi insuficiente para a ocorrência do relaxamento;

c) Ambas as amostras apresentaram similaridade em relação aos mecanismos de fadiga, observados por análise fractográfica. Este fenômeno foi iniciado próximo às regiões com maior amplitude de tensão teórica, apresentando os estágios típicos de fadiga, ou seja, início (estágio I), propagação estável (estágio II) e instável (estágio III), até a ocorrência da fratura. A nucleação das trincas ocorreu subsuperficialmente, devido sua condição potencial, que está correlacionada com o mesmo cenário de movimentação das discordâncias mencionado no item (b₁), ou seja, barreiras microestruturais devido ao encruamento da superfície, associado à presença de tensões residuais compressivas. Além destas características, o alto nível de pureza do material e refino do grão austenítico anterior, também contribuíram para a geração destes altos níveis de vida em fadiga, ultrapassando os clássicos limites do regime de alto ciclo (10^7), entrando em um regime atualmente conhecido como ultra-alto ciclo, mesmo com relativos altos níveis de tensões aplicadas.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

'As sugestões, apresentadas ao final deste trabalho, servem de guia para a continuação da linha de pesquisa, sendo que o autor se dispõe a auxiliar o leitor, caso julgue conveniente. '

I. Utilização de outras técnicas para o aprimoramento deste tipo de pesquisa, como *EBSD (Electron Backscatter Diffraction)*, para a determinação de padrões de textura e orientação cristalina, Microscopia por Transmissão em amostras finas, além da realização de Difractometria por raios X, para determinação de austenita retida nas camadas superficiais, que podem complementar os resultados para melhor caracterização do material permitindo o aprofundamento no estudo dos mecanismos de fadiga.

II) Realização dos ensaios de fadiga, utilizando equipamentos que permitam alta frequência. Estes métodos facilitam os ensaios, devido ao menor tempo para a ocorrência da fratura nos corpos de prova, bem como a observação de seu comportamento em ciclos maiores, tipicamente obtidos com a diminuição da amplitude de tensão.

III) Determinação do estado de tensões na região do início da trinca, através de medidas de tensões residuais em diversos eixos na camada encruada, bem como a medida da resultante das tensões remotas, na região de fadiga, utilizando técnicas de instrumentação.

IV) Análise da influência de eventuais teores residuais de hidrogênio nos contornos de grão austenítico primários, para a determinação de sua influência na vida em fadiga, pois não foi possível identificar a região exata do início das trincas de fadiga.

CARO LEITOR

'Primeiramente, gostaria de agradecer seu interesse nesta obra, assim, como retribuição à sua atenção e tempo de dedicação, o autor gostaria de expressar algumas palavras escritas, porém de modo informal, com o objetivo de realizar uma agradável e eventualmente útil crônica sobre o tema em questão. '

FADIGA MECÂNICA EM MATERIAIS METÁLICOS

O autor acredita que para facilitar a compreensão do comportamento mecânico dos materiais metálicos, é necessário visualiza-los de modo não convencional, pois em vez de imaginar uma porção de matéria sólida e inerte, devemos respeitá-la como se fosse uma entidade viva contendo elementos unitários vibrantes que interagem dinamicamente, ou seja, está muito distante de ser uma massa inerte. Ainda, para o caso particular deste trabalho, sugiro acrescentar o fato do material nascer com um pecado original, que são imperfeições internas, ora por uma necessidade termodinâmica, ora por defeito natural de nascimento. Assim, diante deste ponto de vista, a parte experimental deste trabalho gerou uma ação, que aparentemente, não deveria causar perturbações ou danos neste sistema, pois remotamente estamos impondo um relativo baixo esforço, considerando nossos padrões. Todavia, estes pequenos defeitos, inerentes a esta entidade, atuam com um efeito não totalmente esclarecido pela ciência atual, promovendo danos iniciais invisíveis, que podem gerar problemas catastróficos sobre nossas criações de Engenharia.

Assim, de modo humilde diante deste complexo fenômeno estudado, o autor espera ter contribuído de alguma forma para o aumento do conhecimento desta área da Ciência dos Materiais.

नमस्ते

Edison M. Serbino

REFERÊNCIAS ⁿ

- [1] UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO. Sistema Integrado de Bibliotecas. **Diretrizes para apresentação de dissertações e teses da USP: documento eletrônico e impresso. Parte I (ABNT)**. São Paulo, 2. Ed. rev. ampl., 102 p., 2009 (caderno de estudos; 9). Disponível em: <http://www.sibi.usp.br/sibi/produtos/imgs/Caderno_Estudos_9_PT_1.pdf>. Acesso em: 23 out. 2010.
- [2] SURESH, S. **Fatigue of Materials**. 2nd ed., Cambridge, 1998.
- [3] SCHÜTZ, W. A History of fatigue. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 54, p. 263-300, 1996.
- [4] WIKIMEDIA FOUNDATION. Disponível no: <http://www.en.wikipedia.org/wiki/metal_fatigue>. Acesso em 27 jun. 2006.
- [5] MANN, J. Y. **Bibliography on fatigue of materials, components and structures**. Pergamon Press, v. 1-4, 1970-1990.
- [6] GRIFFITH, A. A. The phenomena of rupture and flow in solids. **Phil. Trans.**, v. 221, p.163-198, 1921.
- [7] INGLIS, C. E. Stresses in a plate due to the presence of cracks and sharp corners. **Trans. Inst. Naval Arch**, v. 55, p. 219-241, 1913.
- [8] ROSSMANITH, H. P. Fracture mechanics and materials testing: the forgotten pioneers of the early 20th century. **Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.**, v. 22, p. 781-797, 1999.
- [9] IRWIN, G.R. Relation on stresses near a crack in the crack extension force. In: INTERNATIONAL CONGRESS APPLIED MECHANICS, 1982, Brussels. **Proceedings...** Brussels: v.8, 1956, p. 245-251.
- [10] DÍAS, F. A.; YATES, J. R.; PATTERSON, E. A. Some improvements in the analysis of fatigue cracks using thermo elasticity. **International Journal of Fatigue**, v. 26, p. 356-376, 2004.
- [11] ESHELBY, J. D. The force on an elastic singularity. **Philosophical Transactions of the Royal Society of London**. Series A, v. 244, nr. 877, p. 87-112, 1951.
- [12] WELLS, A. A. Unstable crack propagation in metals: cleavage and fast fracture. In: CRACK PROPAGATION SYMPOSIUM, Cranfield, United Kingdom, 1961. **Proceedings...** Cranfield, UK, v.1, paper 84, 1961.
- [13] RICE, J.R. A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. **Journal of Applied Mechanics**, v.35 (2), p. 379-386, 1968.

ⁿ De acordo com: Associação Brasileira de Normas Técnicas. NBR 6023: informação e documentação: referências: elaboração. Rio de Janeiro, 2002b. 24 p.

- [14] NEWMAN JR, J.C. The merging of fatigue and fracture mechanics concepts: a historical perspective. **Progress in Aerospace Sciences**, Hampton, v. 34, p. 347-390, 1998.
- [15] IRWIN, G.R. Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. **Journal of Applied Mechanics**, v. 24, p. 361-364, 1957.
- [16] PARIS, P.; OMEZ, M.; ANDERSON, W. A rational analytic theory of fatigue. **Trend Engineering**, v.13, p. 9-14, 1961.
- [17] PARIS, P.; ERDOGAN, F. Theory of stress concentration for shear-strained prismatic bodies with arbitrary nonlinear stress-strain. **Journal of Basic Engineering**, v. 85, p. 528-534, 1963.
- [18] ELBER, W. The significance of fatigue crack closure. **ASTM STP 486**, Philadelphia, p. 230-242, 1971.
- [19] SWEDLOW, J. L. **The thickness effect and plastic flow in cracked plates**. PhD Thesis: CIT, California, 1965.
- [20] KITAGAWA, H.; TAKAHASHI S. Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stage. In: International Conference on Mechanical Behavior of Materials, 2, 1976, Boston. **Proceedings...**Boston: MA, 1976, p. 627-631.
- [21] PEARSON, S. Initiation of fatigue cracks in commercial aluminum alloys and the subsequent propagation of very short cracks. **Engineering of Fracture Mechanics**, v. 7, p. 235-247, 1975.
- [22] LI, F.; HE Y.; FAN. C; LI, H.; CUI, R. Review of Small-crack Theory and its Applications. **Materials for Mechanical Engineering**. Air Force Engineering University, Xi'an 710038, China, 2007.
- [23] MILLER, K. J. **The two thresholds of fatigue behavior**. SIRIUS, Faculty of Engineering, University of Sheffield, Sheffield, U.K, v. 16, p. 931-939, 1993.
- [24] SCHIJVE, J. Significance of fatigue cracks in micro-range and macro-range. **ASTM STP 415**, p.415-459, 1967.
- [25] FORSYTH, P. J. E. Two stage process of fatigue crack growth In: Crack Propagation Symposium, 1961, Cranfield. **Proceedings ...** Cranfield, v. 1, p. 76-94, 1961.
- [26] LEE, Yung-Lee, et al. **Fatigue testing and analysis (Theory and practice)**. Elsevier Butterworth-Heinemann, ISBN 0-7506-7719-8, p.402., 2005
- [27] REPETTO, E. A.; ORTIZ, M. A micromechanical model of a cyclic deformation and fatigue crack nucleation in FCC single crystals. **Acta Materialia**, v. 45, p. 2577-2595, 1997.

- [28] GHONIEM, N. M. Atomistic-Dislocation Dynamics Modeling of Fatigue Microstructure and Crack Initiation. Research Proposal to the Air Force of Scientific Research (AFOSR). **University of California** (UCLA), CA, USA, 2006. Disponível em <http://osiris.seas.ucla.edu/projects/AFOSR-Fatigue.pdf>. Acesso Em 03 jan. 2011.
- [29] LEPINOUX, J; KUBIN, L. P. The dynamic organization of dislocations structures: a simulation. **Scripta Met.**, 21, 6: 833, 1987.
- [30] BRICKMANN, S.; GIESSEN, E. V. Towards understanding fatigue crack initiation a discrete dislocation dynamics study. Disponível no < <http://micromechanics.phys.rug.nl/~giessen/97>>. Acesso em 28 out. 2010.
- [31] ASHBY, M. F.; JONES, D. R. H. **Engineering Materials**. Pergamon Press, v. 1, 1980.
- [32] ASM INTERNATIONAL; Fatigue and fracture, **ASM HANDBOOK**, v. 19, p. 276, 1997.
- [33] SCHIJVE, J. Four lectures on crack growth. **Engineering Fracture Mechanics**, v.11, p.167-221, 1979.
- [34] ELBER, W. **Fatigue crack propagation**. New Wales. 1968. PhD Thesis: University of New Wales, New Wales, 1968.
- [35] HALLIDAY, M.D.; BEEVERS, C.J. Non- closure of cracks and fatigue crack growth in B-heat treated Ti-6Al-4V. **Journal of Fracture**, v. 15, p. 27-30, 1979.
- [36] PARIS, P.C.; BUCCI, R.J.; WESSEL, E.T.; CLARK, W.G.; MAGER, T.R. Extensive study of low fatigue crack growth rates in A533 and A508 steels. **ASTM STP 513**, p.141-176, 1972.
- [37] SURESH, S.; PARKS, D.; RITCHIE, R. Crack tip oxide formation and its influence on fatigue thresholds. In: Symposium on Fatigue Thresholds, 1982, Warley, EMAS Ltda. **Proceedings...**: Warley: UK, 1982, p.391-408.
- [38] NEWMAN, J. C.; ELBER, W. Mechanics of fatigue crack closure, **ASTM Committee E- 24 on Fracture Testing**, 1988.
- [39] NEWMAN JR, J.C. **Finite element analysis of fatigue crack propagation-including the effects of crack closure**. PhD Thesis: VPI & SU, Blacksburg, 1974.
- [40] KWJAWSKI, D.; STOYCHEV, S. Parametric study on the variability of opening load determination. **International Journal of Fatigue**, v. 25, p.1181-1187, 2003.
- [41] SADANANDA, K.; VASUDEVAN, A.K. Unified approach to fatigue crack growth. International Conference on Mechanical Behavior of materials, 1999, Victoria, Canada. **Proceedings...** Victoria: CN, 1999, v.1, p.283-288.

- [42] ASTM E1049-85 (2005). Standard Practices for Cycle Counting in Fatigue Analysis. **ASTM International**, 2005.
- [43] SUNDER, R. Spectrum load fatigue – underlying mechanisms and their significance in testing and analysis. **Int. J. Fatigue**, v. 25, p. 971-981, 2003.
- [44] FATEMI, A.; YANG, L. Cumulative fatigue damage and life prediction theories: a survey of the state of the art for homogeneous materials. **Int. J. Fatigue**, v. 20, p. 9-34, 1998.
- [45] SADANANDA et al. Analysis of overload effects and related phenomena. **International Journal of fatigue**, v.21, p.233-246, 1999.
- [46] International Organization of Motor Vehicle Manufacturers OICA. Disponível em <http://oica.net/category/production-statistics/>. Acesso em 23 mar. 2011.
- [47] CHAMPAIGNE, J. History of shot peening specifications. 9th International Conference on Shot Peening, 2005, Paris. France. **Proceedings...** Paris, FR, 2005.
- [48] SHIWAKU, K et al. Improvement of fatigue life of valve spring wire by reducing non-metallic inclusions. **SAE Technical Paper Series**, 850364, Detroit, p. 3, 1985
- [49] WITHERS, P. J.; BHADESHIA, H. K. D. H. Residual Stress. Part 1 – measurement Techniques. **Material Science and Technology**, v.17, p. 355., 2001.
- [50] GUAGLIANO; M. VERGANI, L. An approach for prediction of fatigue strength of shot peened components. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 71, p. 510, 2004.
- [51] TORRES, M. A. S.; VOORWALD, H. J. C. An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on fatigue life of AISI 4340 steel. **International Journal of Fatigue**, v. 24, p. 877-886, 2002.
- [52] WICK, A; SCHULZE, V.; VÖHRINGER, O. Shot peening and stress peening of AISI 4140 at increased temperatures. 7th International Conference on Shot Peening, 1999, Warsaw, Poland. **Proceedings...** Warsaw: PO, p.110-116, 1999.
- [53] TANGE, A.; KOYAMA, H.; TSUJI, H. Study on Warm Shot Peening for Suspension Coil Spring. SAE Technical Paper Series – 1999-01-0415. SAE International, Detroit U.S.A., p. 1-5, 1999.
- [54] SCHULZE, V. **Modern mechanical surface treatment**. ISBN: 9783527313716, p. 272, 2005.
- [55] FURNÉMONT, Q.; KEMPF, M; JACQUES, P. J.; GÖKEN, M.; DELANNA, F. On the measurement of the nanohardness of the constitutive phases of TRIP-assisted multiphase steel. **Materials Science and Engineering**, v. 328, p. 26-32, 2002.

- [56] DIJK, N. H. et al. Thermal stability of retained austenite in TRIP steels studied by synchrotron X-ray diffraction during cooling. **Acta Materialia**, 53, p. 5439-5447, 2005.
- [57] ANAZAWA, R. M. **Caracterização mecânica e microestrutural de um aço 300M com microestrutura multifásica**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Câmpus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2007.
- [58] YAMADA, Y. Materials for springs. **Japan Society of Spring Engineers**, Springer, 2007.
- [59] HORA, P.; LEIDENROTH, V. **Qualität von schraubenfedern**. Dr. Riederer Verlag GmbH, Badendruck, Stuttgart, 1987.
- [60] CUMMINGS, H. N. et al. Relation of inclusions to the fatigue properties of SAE4340 steel. **Trans. Of the ASM**, v. 49, p. 482, 1957.
- [61] ZHANG, L.; THOMAS. State of the art in evaluation and control of steel cleanliness. **ISIJ International**, v. 43, nr.3, p. 271-291, 2003.
- [62] SERBINO, E. M.; TSCHPTSCHIN, A. P. Review on the Fatigue Mechanisms in Automotive Valve Springs. In: XX SAE Brasil International Congress and Exhibition, 2011, São Paulo, **Proceedings...**: São Paulo: BR, 2011, Technical Paper Series, 2011-36-004, p.1-6., 2011.
- [63] **International Valve Spring Wire Manufactures Association IVSWMA**. Position Statement on Inclusion limitations: [SI] Washington, USA, p.1-2, 2006.
- [64] PATENT APPLICATION PUBLICATION. YUSE, F. et al. **High strength spring steel having excellent hydrogen embrittlement resistance**. United States, no. US2006:0169367 A1, 2006.
- [65] JOHNSON, W. H. On some remarkable changes produced in iron and by the action of hydrogen and acids. **Proc. Soc of London**, v. 23, 1875.
- [66] ELIAZ, N. et al. Characteristics of hydrogen embrittlement, stress corrosion cracking and tempered martensite embrittlement in high strength steels. **Engineering Failure Analysis**, v. 9, p.167-184, 2002.
- [67] SOFRONIS, P. et al. Recent advances in the study of hydrogen embrittlement at University of Illinois. University of Illinois. **Frederick Seitz Research Laboratory**, USA, p. 2-11, 2001.
- [68] CHAPETTI, M. D.; TAGAWA, T.; MIYATA, T. Ultra-long cycle fatigue of height strength carbon steels part I: review and analysis of mechanism of failure. **Materials Science and Engineering**, v. 356, p. 227-235, 2003.
- [69] LEPERA, F. S. Improved Etching Technique for the Determination of Percent Martensite in High-Strength Dual-Phase Steels I. **Metallography** 12, p. 263-268, 1979.

- [70] QUISPITUPA, J. et al. Hydrogen-Assisted fatigue lifetime characteristic of AF1410 steel. **Journal of Aircraft**, v.45, nr. 5, 2008.
- [71] MURAKAMI, Y; NOMOTO, T.; UEDA, T. On the mechanism of fatigue failure in the superlong life regime. Part I: influence of hydrogen trapped by inclusions. **Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.** v. 23, p.893-902, 2000.
- [72] MURAKAMI, Y; NOMOTO, T.; UEDA, T. On the mechanism of fatigue failure in the superlong life regime. Part I: a fractographic investigation. **Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.** v. 23, p. 903-910, 2000.
- [73] TAKAI, K.; HONMA, Y; ISUTZU, K.; NAGUMO, M. Identification of trapping sites in high-strength steels by secondary ion mass spectrometry for thermally desorbed hydrogen. **J. Japan, Metals** 60-12, p.1155-1162.
- [74] HONEYCOMBE, R. W. K. **Steel's microstructure and properties**. p. 155, 1981.
- [75] PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E. **Phase transformations in metals and alloys**. 2nd ed., p.382-487, 1993.
- [76] BHADESHIA, H. K. D. H.; **Bainite in steels**. University of Cambridge, 2nd edition, p. 19, 2001.
- [77] ICHLER, A; STIASZNY, P. Trip Steel with Reduced Silicon Content. **Steel Research**, v.70, p.459-465, 1999.
- [78] REYNOLDS, J.; Li, F.Z; Shui, C.K; Aaronson, H.I. The Incomplete Transformation Phenomenon in Fe-C-Mo Alloys. **Metallurgical transactions**, v. 21 A, p.1433, 1990.
- [79] HEHEMANN, R. F.; KINSMAN, K. R. e AARONSON, H. I. A debate on bainite reaction. **Metallurgical and Materials Transactions**, v. 3, nr. 5, p.1077-1094, 1972.
- [80] OHMORI, Y et al. Bainitic transformations in extremely low carbon steels. **ISIJ International**, v. 35, nr. 8, p. 962, 1995.
- [81] HILLERT, M; PURDY, G. R. On the misuse of the term bainite. **Scripta Mater.**, v. 43, p.831-833, 2000.
- [82] REYNOLDS, W, T.; AARONSON H. I.; SPANOS, G. A Summary of the Present Diffusionist Views on Bainite. **Mat. Trans**, v.32, p737-746, 1991.
- [83] SPANOS, G.; FANG, H. S.; AARONSON, H. I. A Mechanism for the Formation of Lower Bainite. **Metallurgical and Materials Transactions**, v.21.n 6, p.1391-1390, 1990.
- [84] BERGER, C; KAISER, B. Results of very high cycle fatigue tests on helical compression springs. **International Journal of Fatigue**, Elsevier, p. 1658-1663, 2006.

- [85] GRAF, M. K.; HILLENBRAND, H. G.; PETERS, P. A. Accelerated cooling of steel. **TMS-AIME**, p. 349-366, 1985.
- [86] MILLER K. J.; O'DONNELL, W. J. The fatigue limit and its elimination. **Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.** V. 22, p. 545–557, 1999.
- [87] PICKERIN, F. B. Transformations and hardenability in steels. **Climax Molybdenum**, USA, p.109-132, 1967.
- [88] OTTOSEN, N. S.; STENSTRÖM, R; RISTINMAA, M. Continuum approach to high-cycle fatigue modeling. **International Journal of Fatigue**, v. 30, p. 996–1006, 2008.
- [89] JUNIVALL, R. C. **Fundamentals of Machine Component Design**. John Wiley & Sons, 3th Ed, USA, 2000.
- [90] DIN EN 13906-1. Cylindrical Helical Springs Made From Round Wire and Bars – Calculation and Design – Part 1: Compression Springs. **DIN Deutsches Institut für Normung**, Berlin, 2002.
- [91] QIAN, J.; FATEMI, A. Mixed mode fatigue crack growth: A literature survey. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 55(6), p. 969-990, 1996.
- [92] ERDOGAN, F.; SIH, G. C. On the crack extension in plates under plane loading and transverse shear. **Journal Engineering**, ASME Transactions, v.85, p. 315-325, 1985.
- [93] SIH, G. C. Strain energy density factor applied to mixed mode crack problems. **Journal of Fracture**, v.10, p. 763-775, 1986.
- [94] ASTM. Manual on Statistical Planning and Analysis for Fatigue Experiments, STP 588, **ASTM International**, 1975.
- [95] ASTM E1019-8. Standard Test Methods for Determination of Carbon, Sulfur, Nitrogen, and Oxygen in Steel, Iron, Nickel, and Cobalt Alloys by Various Combustion and Fusion Techniques. **ASTM American Society for Testing Materials**, 2008.
- [96] DIN 51008-1. Optische Emissionsspektrometrie (OES). Teil 1: Begriffe für System emit Funken und Niederdruckentladungen, **DIN Deutsches Institut für Normung**, Berlin, 2004.
- [97] DIN 32645. Chemische Analytik – Nachweis, Erfassungs und Bestimmungsgrenze unter Wiederholbedingungen – Begriffe, Verfahren, Auswertung. **DIN Deutsches Institut für Normung**, Berlin, 2008.
- [98] DIN EN ISO 6892_1. Metallische Werkstoffe – Zugversuch – Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur. **DIN Deutsches Institut für Normung**, Berlin, 2009.

- [99] DIN EN ISO 7500-1. Metallische Werkstoffe -Prüfung von statischen einachsigen Prüfmaschinen – Prüfung und kalibrierung der kraftmesseinrichtung. **DIN Deutsches Institut für Normung**, Berlin, 2004.
- [100] DIN EN ISO 6507-1. Metallic Materials – Vickers Hardness Test – Part I: Test Method. **DIN Deutsches Institut für Normung**, Berlin, 2008.
- [101] ASTM E112-10. Standard test Methods for determining Average Grain Size. **ASTM International**, 2010.
- [102] ASTM E467-98a (2004). Verification of Constant Amplitude Dynamic Forces in an Axial Fatigue Testing System. **ASTM International**, 2004.
- [103] Measurement Good Practice Guide No. 52. Determination of Residual Stresses by X-ray Diffraction – Issue 2. National Physical Laboratory **NPL**, Teddington, United Kingdom, 2005.
- [104] Guia para Expressão da Incerteza de Medição. **Inmetro – ABNT**, 3 Ed., 2003.
- [105] Norma Técnica do Comitê de Avaliação da Incerteza de Medição. Disponível no <<http://www.inmetro.gov.br/noticias/conteudo/nt04.pdf>> Acesso em 15 dez. 2010.
- [106] DIN EN 10270-1. Steel Wire for Mechanical Springs. Oil Hardened and Tempered Steel Wire. **DIN Deutsches Institut für Normung**, Berlin, 2001.
- [107] Warmgewalzte Stähle für vergütbare Federn – Technische Lieferbedingungen. **DIN Deutsches Institut für Normung**, Berlin, 2003.
- [108] ASTM E468-90a (2004). Presentation of Constant Amplitude Fatigue Tests Results for Metallic Materials. **ASTM International**, 2004.
- [109] ASTM E1823-07a (2007). Standard terminology to Fatigue and Fracture Testing. **ASTM International**, 2007.

Anexo B – Diagrama de resfriamento contínuo para o Aço DIN 54SiCr6 [Saarstahl AG]

Anexo C – Diagrama do resfriamento isotérmico. Cópia da imagem da tela de monitor, gerada pelo Software SteCal 3.0.3.

Anexo D – Curva típica de resfriamento do óleo de tempera *Esso Fenso 39*.

Anexo E – Exemplo de memória de cálculo recomendada ^[103] para a estimativa da Incerteza de Medição para tensões residuais.

Source of uncertainty	Value	Probability Distribution	Divisor d_v	c_i	u_{σ} MPa $\pm$
Repeatability of measurement ⁽¹⁾	± 8.6 MPa	Normal	1	$\frac{s}{\sqrt{n}}$	2.7
Modulus of elasticity ⁽²⁾	$\pm 5\%$	Rectangular	$\sqrt{3}$	σ	15.6
$\sin^2\psi$ fit ⁽³⁾	± 27 MPa	Rectangular	$\sqrt{3}$	1	15.6
Combined standard uncertainty ⁽⁴⁾		Normal			22.2
Expanded uncertainty ⁽⁵⁾		Normal (k=2)			44.4

Anexo F – Imagens das curvas espectrais de amostras temperadas e revenidas, mostrando os picos de α e γ , nas amostras temperadas e revenidas (acima) e austemperadas (abaixo).