BRUNO GEOFFROY SCURACCHIO

TENSÕES RESIDUAIS INDUZIDAS POR SHOT-PEENING E
DURABILIDADE DE MOLAS EM LÂMINA

São Paulo

2012

BRUNO GEOFFROY SCURACCHIO

TENSÕES RESIDUAIS INDUZIDAS POR SHOT-PEENING E
DURABILIDADE DE MOLAS EM LÂMINA

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

São Paulo

2012

BRUNO GEOFFROY SCURACCHIO

TENSÕES RESIDUAIS INDUZIDAS POR SHOT-PEENING E
DURABILIDADE DE MOLAS EM LÂMINA

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

Área de Concentração: Engenharia
Metalúrgica e de Materiais

Orientador: Prof. Livre-Docente Cláudio
Geraldo Schön

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, 04 de Dezembro de 2012

Bruno Geoffroy Scuracchio

Cláudio Geraldo Schön

Scuracchio, Bruno Geoffroy

Tensões residuais induzidas por shot-peening e durabilidade de molas em lâmina / B.G. Scuracchio. – ed. rev.- São Paulo, 2012.

113 p.

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

1. Tensão residual 2. Difração por raios X 3. Fadiga dos materiais I.
Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II. t.

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho à minha esposa, família e amigos. Sem eles nada disto teria sido possível, e muito menos teria sentido.

AGRADECIMENTOS

À empresa ThyssenKrupp Bilstein Brasil por possibilitar que o trabalho fosse desenvolvido de maneira irrestrita e com todo apoio necessário. Em destaque, ao Sr. José Roberto Curitiba, que além do incentivo e suporte, forneceu valiosas contribuições técnicas desde a definição do tema às conclusões finais do texto. A todos os amigos e colegas de trabalho pelas incontáveis discussões e debates sobre o tema estudado, em especial ao Sr. Edson Alves, Sr. Paulo Sérgio do Espírito Santo, e Sr. Wueliton Pinheiro de Oliveira, todos do setor de amostras, pelas discussões técnicas e apoio logístico e operacional aos ensaios de fadiga; ao Sr. Bruno Akio Morita e ao Sr. Gustavo Dreer, pelo apoio operacional e técnico nas medições de rugosidade; e ao Sr. Adriano Ribeiro, Sr. Rolf Dieter Nickoll, e Sr. Gustavo Guerra Tamagnini, pelas discussões técnicas, e pelo apoio operacional e técnico na preparação dos corpos de prova, análises metalográficas, mecânicas e físicas.

Ao professor Nelson Batista Lima, do IPEN/SP, pelas ativas discussões técnicas e considerações sobre a técnica de difração de raios-X. Ao Sr. René Oliveira, pelo apoio operacional e técnico na preparação dos corpos de prova e na efetivação da técnica de análise, e pelas incontáveis ideias a respeito do trabalho.

Ao professor Gilberto Martha, pela discussão principalmente a respeito de confiabilidade e resultados de ensaios de durabilidade.

Ao Sr. Fernando Kneubil e ao Sr. Renato Donizetti dos Santos, da IKK / W Abrasives, pelo apoio técnico no jateamento das amostras, e no fornecimento do equipamento e da granalha utilizada no trabalho. Além disso, foram inúmeras contribuições com ideias e discussões, ajudando a desenvolver a base do projeto.

RESUMO

O aumento da vida em fadiga em peças submetidas a esforços cíclicos devido à aplicação de processos de tratamento mecânico superficial já é bastante conhecido, tanto no meio industrial quanto no meio acadêmico. Para molas, o processo de shot-peening se torna etapa essencial no processo de fabricação, porém um estudo sistemático do efeito do shot-peening na vida em fadiga se faz necessário. O objetivo deste trabalho é aprofundar o conhecimento nos processos de jateamento superficial do tipo shot-peening para molas em lâminas de veículos, através da análise de tensões residuais por difração de raios-x e ensaios de fadiga em uma série de amostras que sofreram dez diferentes receitas de processos de jateamento. Dos dez diferentes processos, o de jateamento com granalha esférica fundida de aço com 1,0mm de diâmetro seguido de um segundo jateamento com granalha esférica fundida de aço de 0,3mm de diâmetro levou a uma maior vida em fadiga das amostras. A análise por difração de raios-x comprovou que a importância das tensões residuais de compressão se dá até a uma profundidade de 0,05mm, influenciando diretamente no modo de nucleação de trincas de fadiga. Acima desta profundidade, as tensões residuais induzidas por shot-peening não têm influência no modo de propagação destas trincas, e por consequência na vida em fadiga das peças. Correlações entre os resultados e a alta dureza e diminuída ductilidade do material utilizado são discutidas.

Palavras-Chave: jateamento, shot-peening, molas automotivas, difração de raios-x, tensões residuais, vida em fadiga

ABSTRACT

The improvement of fatigue life in parts subjected to cyclic stresses by application of mechanical surface treatment processes is already well known, both in the industry and in the academy. Dealing with automotive springs, the shot peening process becomes an essential step in manufacturing these parts. In the case of leaf springs, however, a systematic investigation of the effect of shot peening on fatigue life is still required. The aim of this work is to improve the knowledge of shot peening on leaf springs for vehicles, through the analysis of residual stresses by x-ray diffraction and fatigue tests on a series of samples that were subjected to ten different peening schedules. Among the investigated processes, the usage of 1.0 mm diameter cast steel shot followed by a second peening with 0.3 mm diameter cast steel shot leads to better performance, regarding fatigue life. X-ray diffraction analysis shows that this improved performance may be attributed to residual compressive stress maintained until a depth of 0.05 mm below the surface, which directly influences the fatigue crack nucleation. Residual stresses induced by shot-peening in larger depths, have no influence on sample fatigue life, showing that crack propagation is not affected by the induced residual stresses. Consequently, the durability of parts is improved by shot-peening exclusively due to this influence on crack nucleation at sample's surface. Correlations with the increased hardness and decreased ductility of the employed material are discussed.

Keywords: shot-blast, shot-peening, automotive springs, x-ray diffraction, residual stresses, fatigue life

SUMÁRIO

CAPITULO 1 - INTRODUÇÃO	1
1.1 ASPECTOS GERAIS.....	1
1.2 OBJETIVOS	4
CAPITULO 2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
2.1 TENSÕES RESIDUAIS	5
2.1.1 Considerações Gerais	5
2.1.2 Produção de Tensões Residuais através de Shot-Peening	9
2.1.3 Perfil de Tensões Residuais do Processo de Shot-Peening	16
2.1.4 Métodos de Determinação de Tensões Residuais	19
2.2 FADIGA.....	31
2.2.1 Considerações Gerais	31
2.2.2 Tensões Cíclicas	33
2.2.3 Curva S-N	36
2.2.4 Formação e Propagação de Falhas por Fadiga	38
2.2.5 Análise Estatística dos Resultados.....	45
2.3 MOLAS AUTOMOTIVAS.....	48
2.3.1 Considerações Gerais	48
2.3.2 Processo de Fabricação.....	52
CAPITULO 3 – MATERIAIS E MÉTODOS.....	61
3.1 MATERIAL.....	61
3.2 METODOLOGIA	62
CAPITULO 4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	69
4.1 RUGOSIDADE	69
4.1 VIDA EM FADIGA	71
4.3 TENSÕES RESIDUAIS	75
4.4 MATRIZ DE RESULTADOS	81
4.5 ANÁLISE MICROESTRUTURAL.....	87
CAPITULO 5 – CONCLUSÕES	93
CAPITULO 6 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	94
APÊNDICE I – CURVAS DA FUNÇÃO PROBABILIDADE DE FALHA.....	103

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Evolução média da massa das molas helicoidais ao longo dos anos [3]	3
Figura 2 – Evolução média do peso e da tensão máxima atuante em molas helicoidais produzidas pela ThyssenKrupp Bilstein ao longo dos anos [3].....	3
Figura 3 – Aumento relativo da vida em fadiga de molas que sofreram diferentes tipos de processo de shot-peening (jateamento), com a intenção de adicionar tensões de compressão em sua superfície [3].....	6
Figura 4 - Esquema de um equipamento de shot-peening para peças menores, em batelada, utilizando duas turbinas.	10
Figura 5 – Detalhe de uma turbina, demonstrando a área jateada conhecida como “ponto quente” de shot-peening.....	11
Figura 6 – Esquema do equipamento de shot-peening para molas helicoidais utilizando turbinas	11
Figura 7 – Influência do acabamento da superfície e da rugosidade na resistência à fadiga [19]	12
Figura 8 – Esquema do acabamento superficial de um material com intensidade excessiva de shot-peening, com o detalhe de uma remonta	13
Figura 9 – Análise de falha em uma mola, demonstrando uma remonta de shot-peening (A), com uma trinca de fadiga nucleada exatamente na raiz do defeito (B). (Ataque: Nital 2%)	13
Figura 10 – Diagrama qualitativo demonstrando o efeito da intensidade excessiva de shot-peening	14
Figura 11- Distribuição de tensões residuais produzidas por jateamento de partículas (Adaptado de Paulo Sérgio C. P. S. “Comportamento mecânico e	

fratura de componentes e estruturas metálicas”, Univ. Federal do Paraná, Curitiba, 1999).....	15
Figura 12 - Principais características do perfil de tensões residuais em uma placa que sofreu shot-peening [19]	17
Figura 13 – Esquema da sobreposição de tensões compressiva residual / trativa da solicitação, e do retardamento da propagação de trincas [20]	18
Figura 14 – Sobreposição de tensões residuais produzidas por shot-peening (A) e tensões elásticas produzidas por uma flexão simples (B) [21]	19
Figura 15 – Esquema da configuração para a medição de tensões residuais pela técnica da difração de raios-X [2]	23
Figura 16 - Esquema da configuração para a medição de tensões residuais pela técnica da difração de raios-x.....	26
Figura 17 – Variação do ângulo ψ para medição de diferentes orientações cristalinas	26
Figura 18 – Direções da tensão e deformação principais, mostrando σ_1 e σ_2 em um mesmo plano (estado plano de tensões), com $\sigma_3 = 0$	27
Figura 19 – Variação de tensões com o tempo, para três tipos de carregamento cíclico: (A) Carregamento regular e simétrico; (B) Carregamento regular e assimétrico; (C) Carregamento aleatório ou em espectro [45]	34
Figura 20 – Definição dos parâmetros de carregamento cíclico [46].....	35
Figura 21 – Curva S-N esquemática [46]	37
Figura 22 – Desenho esquemático simplificado mostrando o mecanismo de formação de extrusões (a) e intrusões (b) [46].....	40
Figura 23 - Microscopia de uma chapa de cobre, mostrando extrusões e intrusões na superfície do material [52].....	40

Figura 24 – Representação esquemática das fases de propagação de uma trinca de fadiga [46,54,55].....	42
Figura 25 – Correspondência entre estrias e ciclos de carregamento durante a propagação de uma trinca em uma liga de alumínio [50].....	43
Figura 26 – Representação gráfica de uma fratura por fadiga, mostrando o início da trinca (Estágio I), a propagação estável e as marcas de praia (Estágio II), e a ruptura catastrófica abrupta (Estágio III) [52,57]	44
Figura 27 – Foto de uma fratura típica de fadiga em lâmina de mola, mostrando o início da trinca (Estágio I), a propagação estável e as marcas de praia (Estágio II), e a ruptura catastrófica abrupta (Estágio III) [58]	45
Figura 28 - Distribuição de Weibull para diferentes valores de β (ou b) [60]	47
Figura 29 – Molas usadas na suspensão de veículos (A) Mola do tipo helicoidal; (B) Mola do tipo feixe de lâminas [62]	49
Figura 30 – Barra estabilizadora de veículo leve [62].....	49
Figura 31 – Tipos de molas helicoidais [63]	50
Figura 32 – Barra estabilizadora pesada e mola de torção [63]	51
Figura 33 – Tipos de molas em lâminas [63].....	52
Figura 34 – Exemplo genérico de perfil parabólico de laminação	54
Figura 35 – Processo de laminação de lâminas parabólicas, com detalhe no laminador (dois cilindros de apoio e dois de trabalho)	55
Figura 36 – Processo de arqueamento da lâmina, logo antes da têmpera em óleo	56
Figura 37 – Processo de tratamento térmico de têmpera	57
Figura 38 – Preparação da lâmina para <i>stress-peening</i>	58

Figura 39 - Tensão residual na superfície da peça após <i>stress peening</i> sob diferentes níveis de tensão aplicada, e em quatro diferentes durezas do material base (material SAE 5160) [68].....	59
Figura 40 – Equipamento de shot-peening, com detalhe para os dispositivos de <i>stress-peening</i> com as lâminas já posicionadas	60
Figura 41 – Esquema do ensaio de fadiga com as cargas, deslocamentos e tensões utilizados.....	65
Figura 42 – Região da retirada dos corpos de prova para difração de raios-x. 67	
Figura 43 – Montagem da amostra no difratômetro de raios-x para análise de tensão residual (IPEN/CNEN-SP) [77]	68
Figura 44 – Perfil superficial de rugosidade de uma amostra com shot-peening simples (a), com duplo shot-peening usando granalha S230 (b), com duplo shot-peening usando granalha S170 (c), e com duplo shot-peening usando granalha S110 (d).....	71
Figura 45 – Vida em fadiga B50 das amostras, mostrando o resultado e seus valores limite de acordo com o intervalo de confiança de 90%.....	73
Figura 46 – Parâmetro β de Weibull versus a vida em fadiga B50, em ordem decrescente de vida	74
Figura 47 – Tensão residual superficial na direção longitudinal e transversal das amostras, em ordem decrescente de vida em fadiga B50	76
Figura 48 – Perfis de tensão residual para as 10 condições de shot-peening, versus profundidade. (as linhas são apenas guias para os olhos)	77
Figura 49 - Perfis de tensão residual para duas condições de shot-peening simples, com e sem <i>stress peening</i> . (as linhas são apenas guias para os olhos)	78

Figura 50 – Perfis de tensão residual para três condições de shot-peening sem <i>stress</i> . (as linhas são apenas guias para os olhos).....	79
Figura 51 – Perfis de tensão residual para as condições de shot-peening com <i>stress</i> , comparando o simples (condição 1) com os duplos. (as linhas são apenas guias para os olhos)	80
Figura 52 – Relação entre tensão residual compressiva superficial e vida em fadiga, em ordem decrescente de vida em fadiga B50	83
Figura 53 - Perfis de tensão residual para as condições de shot-peening que igualam ou superam a durabilidade do jateamento com <i>stress</i> simples (condição 1). (as linhas são apenas guias para os olhos).....	84
Figura 54 – Padrão de distribuição nas peças com maior encruamento (A), e menor encruamento (B). As linhas vermelhas são somente guias para os olhos.	86
Figura 55 – Exame macro-fractográfico da região de início da quebra de uma amostra na condição 1, com nenhuma causa aparente (aumento de 50x / sem ataque)	88
Figura 56 – Exame macro-fractográfico da região de início da quebra de uma amostra na condição 9, com nenhuma causa aparente (aumento de 50x / sem ataque)	89
Figura 57 - Micrografia da região de início da quebra de uma amostra na condição 9, com as remontas de shot-peening em destaque (ataque: Nital 3%)	90
Figura 58 – Detalhe das remontas de shot-peening da região de início da quebra de uma amostra na condição 9, com nenhuma causa aparente além da remonta (ataque: Nital 3%).....	91
Figura 59 – Curva para o cálculo da vida B50 das amostras da <u>Condição 1</u> (S330 com <i>stress</i>)	104

Figura 60 – Curva para o cálculo da vida B50 das amostras da <u>Condição 2</u> (S330 sem <i>stress</i>)	105
Figura 61 – Curva para o cálculo da vida B50 das amostras da <u>Condição 3</u> (S330+S230 com <i>stress</i>).....	106
Figura 62 – Curva para o cálculo da vida B50 das amostras da <u>Condição 4</u> (S330+S230 sem <i>stress</i>).....	107
Figura 63 – Curva para o cálculo da vida B50 das amostras da <u>Condição 5</u> (S390+S230 com <i>stress</i>).....	108
Figura 64 – Curva para o cálculo da vida B50 das amostras da <u>Condição 6</u> (S390+S230 sem <i>stress</i>).....	109
Figura 65 – Curva para o cálculo da vida B50 das amostras da <u>Condição 7</u> (S330+S170 com <i>stress</i>).....	110
Figura 66 – Curva para o cálculo da vida B50 das amostras da <u>Condição 8</u> (S390+S170 com <i>stress</i>).....	111
Figura 67 – Curva para o cálculo da vida B50 das amostras da <u>Condição 9</u> (S330+S110 com <i>stress</i>).....	112
Figura 68 – Curva para o cálculo da vida B50 das amostras da <u>Condição 10</u> (S390+S110 com <i>stress</i>).....	113

LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Mecanismos básicos de geração de tensões residuais em diferentes processos de fabricação [8].....	8
Tabela 2 – Dados comparativos sobre as principais técnicas de medição de tensões residuais [41].	30
Tabela 3 – Composição química da corrida utilizada.	61
Tabela 4 – Análise da matéria-prima.....	61
Tabela 5 – Parâmetros de processo para a produção das amostras.....	62
Tabela 6 – Especificação granulométrica da granalha esférica IKK utilizada no trabalho [74].	63
Tabela 7 – Condição de shot-peening das amostras.	64
Tabela 8 – Tempo médio de exposição x profundidade de remoção	68
Tabela 9 – Média da rugosidade das amostras (Rz, Ra e Rt).....	69
Tabela 10 – Vida em fadiga B50 das amostras e valores de β	72
Tabela 11 – Rugosidade x vida em fadiga das amostras (em ordem decrescente de durabilidade).	82
Tabela 12 - Rugosidade x vida em fadiga das amostras (em ordem decrescente de durabilidade) x Parâmetro de forma β	85

CAPITULO 1 - INTRODUÇÃO

1.1 ASPECTOS GERAIS

O processo de jateamento com granalha, conhecido no meio industrial como shot-peening, é uma das principais etapas no processo de produção de componentes sujeitos a esforços cíclicos e, conseqüentemente, falha por fadiga. O shot-peening pode ser considerado um processo especial de jateamento, pois não visa só à limpeza das peças, mas sim um tratamento superficial onde tensões são inseridas para incremento da vida em fadiga. Estas tensões, que são na realidade tensões de compressão, alteram as condições de nucleação e propagação de trincas a partir da superfície das peças, região esta sempre sujeita às maiores tensões de trabalho, incrementando de uma maneira sensível a vida em fadiga das peças [1,2].

A partir da profundidade e intensidade destas tensões de compressão, pode-se avaliar o processo de shot-peening como mais ou menos efetivo. Mantendo-se as propriedades mecânicas e o dimensional de um componente inalterado, pode-se relacionar diretamente esta efetividade do shot-peening e a rugosidade final da superfície com a vida em fadiga da peça.

Com este tipo de resultado, pode-se definir o caminho de processo de jateamento ideal para aperfeiçoar a resistência à fadiga em componentes, e, além disso, detalhar os mecanismos de nucleação e propagação de trincas nestas condições ideais. Com isso, são definidas as causas do aumento (ou redução) da vida em fadiga com base em cada variável do processo de jateamento.

A durabilidade de componentes submetidos a tensões críticas é um fator chave para o sucesso de um projeto automobilístico, principalmente quando levada em conta a busca incessante por redução do peso de componentes (**Figura 1**). A redução de peso está muitas vezes aliada a um aumento no nível

de tensões de trabalho, devido a reduções em espessuras e seções (**Figura 2**). Com níveis de tensão de trabalho mais altos, a durabilidade das peças envolvidas nestes esforços fica cada vez mais crítica. Nestes casos, se fazem necessários processos como o shot-peening para compensar este aumento de tensões e manter os níveis de vida em fadiga em valores dentro das especificações das montadoras. Além disso, quanto mais leves os componentes, mais tecnologia, conforto e segurança podem ser embarcados no veículo, aumentando o argumento de venda, e permitindo o uso de motores mais leves e mais eficientes energeticamente [3].

Um componente automotivo bastante sensível a esforços cíclicos e sujeito a altas tensões de trabalho é a mola de suspensão. Normalmente fabricada com aços ligados ao cromo e silício (SAE 5160, SAE 6150, SAE 9254, SAE 9260), para automóveis de passeio ela pode ser do tipo helicoidal, em lâminas, pneumática ou de torção. Em um veículo de passeio ou de carga, as molas são um dos componentes de tensão de trabalho mais altas presentes. Além disso, afetam diretamente a dirigibilidade e, portanto, são componentes de segurança primordiais. A falha de uma mola pode levar à perda de controle do veículo, e a possíveis danos materiais e acidentes fatais. O processo de shot-peening, por sua vez, é dimensionado para aumentar a durabilidade das molas e anular a probabilidade de quebra prematura, permitindo o aumento das tensões de trabalho visando uma redução da massa total do componente.

Figura 1 – Evolução média da massa das molas helicoidais ao longo dos anos [3]

Figura 2 – Evolução média do peso e da tensão máxima atuante em molas helicoidais produzidas pela ThyssenKrupp Bilstein ao longo dos anos [3]

1.2 OBJETIVOS

Foi estudada a influência de diferentes variações no processo de jateamento (shot-peening) na vida em fadiga de molas, como: Tamanho da granalha, e tipo de jateamento. Também foi avaliado o perfil de tensões residuais em todos os casos, a fim de estabelecer uma relação entre este perfil e a vida média em fadiga das molas.

As variáveis do processo, o perfil de tensões residuais, rugosidade, e a vida média em fadiga foram relacionadas, com o objetivo de estabelecer uma condição ideal de jateamento para maximizar a vida da mola durante esforço cíclico.

CAPITULO 2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 TENSÕES RESIDUAIS

2.1.1 Considerações Gerais

Atualmente, com os métodos analíticos e computacionais de modelamento de componentes mecânicos, pode-se prever com grande exatidão os esforços e tensões que estes componentes sofrerão durante sua utilização. Porém, isoladamente, esta análise não é suficiente para prever o desempenho deste mesmo componente. Em muitos casos onde falhas levam a um rompimento precoce da peça, existiam outros fatores que modificavam o perfil de tensões calculado no projeto, ou melhor, existiam tensões residuais no componente que se somaram aos esforços calculados inicialmente no projeto [4].

Por outro lado, estas mesmas tensões residuais que em alguns casos se somam às tensões de trabalho e levam a um rompimento precoce das peças, podem em outros casos retardar este rompimento, dependendo da sua natureza e se são trativas ou compressivas. Por exemplo, tensões residuais de compressão na superfície das peças podem aumentar a vida em fadiga de componentes automotivos da ordem de 700% (**Figura 3**) até 1000% [5].

Figura 3 – Aumento relativo da vida em fadiga de molas que sofreram diferentes tipos de processo de shot-peening (jateamento), com a intenção de adicionar tensões de compressão em sua superfície [3]

As tensões residuais são definidas como as tensões que permanecem em um material na ausência de forças externas ou gradientes de temperatura, e que não são necessárias para manter o equilíbrio entre o material e o ambiente onde ele está inserido.

Tensões residuais têm origem em deformações plásticas não uniformes causadas mecanicamente, termicamente, ou durante transformações de fase e alterações microestruturais, de acordo com a **Tabela 1**. Como descrito anteriormente, estas tensões podem ter efeito benéfico ou prejudicial ao componente, dependendo do sinal, magnitude e distribuição [6,7].

As tensões residuais originadas termicamente são consequência de um aquecimento ou resfriamento não homogêneo do material, criando diferenças na contração / dilatação no mesmo componente, e que normalmente são

geradas através de processos que provocam altos gradientes de temperatura. Alguns exemplos de processos de fabricação que normalmente inserem este tipo de tensão residual são: processos de usinagem, que geram aquecimento localizado da peça; processos de soldagem; tratamentos térmicos, como têmpera, revenimento, ou recozimento; processos de fundição, havendo resfriamento não homogêneo na peça dentro do molde; e tratamentos termoquímicos, como a carbo-nitretação.

As tensões residuais originadas em transformações de fase e em microestruturas heterogêneas estão associadas a reações físicas e químicas que podem provocar alteração na microestrutura ou precipitação de algum componente no material, alterando a sua distribuição interna de tensões. São exemplos de processos de fabricação que normalmente inserem este tipo de tensão residual: tratamentos termoquímicos, como nitretação ou cementação; tratamentos térmicos, como têmpera e revenimento; fabricação de materiais compósitos; eletrodeposição ou metalização; e processos de soldagem.

As tensões residuais originadas mecanicamente são produzidas por deformações plásticas não uniformes, levando a uma distribuição da deformação plástica de uma maneira irregular no mesmo componente. Alguns exemplos de processos de fabricação que normalmente inserem este tipo de tensão são: processos de conformação mecânica, como laminação, forjamento, estampagem; jateamento, e shot-peening; lixamento; e processos de usinagem.

Tabela 1- Mecanismos básicos de geração de tensões residuais em diferentes processos de fabricação [8].

Origem da Tensão Residual	Processo de Fabricação	Observações
Tensões Originadas Mecanicamente	Conformação	Laminação, Forjamento, Estampagem, Trefilação
	Tratamentos Superficiais	Jateamento, Esmerilagem, Retífica, Lixamento
	Processos de Usinagem	Torneamento, Fresamento, Mandrilamento, Furação
Tensões Originadas em Transformações de Fase e Microestrutura Heterogênea	Tratamentos Termoquímicos	Nitretação, Cementação, Carbo-Nitretação
	Tratamentos Térmicos	Têmpera e Revenimento, Normalização
	Materiais Compósitos	
	Deposição Superficial	Metalização, Eletrodeposição, Galvanização
	Processos de Soldagem	Todos
Tensões Originadas Termicamente	Processos de Usinagem	Aquecimento Provocado por Torneamento, Fresamento, Mandrilamento, Furação
	Processos de Soldagem	Todos
	Tratamentos Térmicos	Têmpera e Revenimento, Normalização, Recozimento
	Tratamentos Termoquímicos	Nitretação, Cementação, Carbo-Nitretação
	Processos de Fundição	Resfriamento Heterogêneo dentro do molde

A natureza benéfica ou deletéria das tensões residuais está relacionada a três fatores: 1) tipo de material, ou seja, seu grau de encruamento quando submetido a tensões cíclicas durante o seu uso; 2) ao perfil de tensões residuais (módulo, direção e sentido) introduzido durante o processamento e a redistribuição destas tensões durante os esforços cíclicos de sua utilização; 3)

ao tipo de carregamento que o material está submetido durante a sua utilização [9,10].

Destes fatores, o perfil de tensões residuais, e principalmente a sua intensidade, é o que é mais explorado pela indústria para aumentar a vida em fadiga de componentes.

A maior parte das trincas de fadiga inicia-se na superfície ou em regiões sub-superficiais. De fato, a superfície é a região do componente que geralmente suporta a maior carga aplicada durante operação, estando muitas vezes sujeita a condições ambientais adversas (corrosão, por exemplo) e podendo até mesmo conter defeitos e tensões residuais provenientes do processo de fabricação, e/ou de montagem e operação. Desta forma, o reforço e a melhoria das propriedades superficiais de um componente são de extrema importância para sua vida útil [11,12].

Portanto, processos mecânicos ou tratamentos térmicos que produzam o aparecimento de tensões residuais compressivas na superfície de componentes mecânicos são bastante empregados em elementos vitais de projeto, sujeitos a condições extremas de trabalho (como altas amplitudes de tensão), visando inibir a nucleação e a propagação de trincas e aumentar a resistência à fadiga [13,14].

2.1.2 Produção de Tensões Residuais através de Shot-Peening

Um processo de jateamento comum consiste em bombardear a superfície de um componente a ser tratado com partículas a uma pressão controlada. Estas partículas podem ser produzidas com aço alto carbono fundido, arame de aço cortado, aço inoxidável, ferro fundido, vidro, ou material cerâmico [15].

O industrialmente chamado processo de shot-peening nada mais é do que um processo de jateamento especial com partículas de dureza, forma, tamanho e granulometria controladas (normalmente granalha de aço esférica temperada e revenida), visando o aumento da durabilidade das peças em fadiga (**Figura 4, 5 e 6**). Cada partícula, ao chocar-se com o material, age como um pequeno martelo, encruando a sua superfície e gerando uma pequena camada de tensões residuais controladas.

Figura 4 - Esquema de um equipamento de shot-peening para peças menores, em batelada, utilizando duas turbinas.

Figura 5 – Detalhe de uma turbina, demonstrando a área jateada conhecida como “ponto quente” de shot-peening.

Figura 6 – Esquema do equipamento de shot-peening para molas helicoidais utilizando turbinas

O aumento da vida em fadiga se dá justamente por esta deformação plástica induzida nesta fina camada superficial da peça, que varia entre 3 μ m e aproximadamente 2mm [16].

Além do encruamento superficial, o que eleva a dureza e o limite de escoamento local desta fina camada, o processo de shot-peening também tem forte influência no acabamento e na rugosidade final da peça, característica esta que tem grande importância na determinação da resistência à fadiga [17], de acordo com a **Figura 7**. Algumas pesquisas concluíram inclusive que os benefícios introduzidos pelas tensões residuais compressivas no aumento do limite de fadiga desapareciam após certo tempo de jateamento, devido ao fato de que efeito da rugosidade introduzida pelo jateamento na superfície do material sobrepujava os efeitos benéficos das tensões residuais compressivas [18].

Figura 7 – Influência do acabamento da superfície e da rugosidade na resistência à fadiga [19]

Com o aumento da intensidade de shot-peening, além do efeito do aumento da rugosidade, observa-se a formação do defeito conhecido como remonta ou *overlap*. Este defeito superficial é causado por uma deformação excessiva nesta região, levando camadas do material a se sobreporem, e à formação de dobras. (**Figura 8 e Figura 9**).

Figura 8 – Esquema do acabamento superficial de um material com intensidade excessiva de shot-peening, com o detalhe de uma remonta

Figura 9 – Análise de falha em uma mola, demonstrando uma remonta de shot-peening (A), com uma trinca de fadiga nucleada exatamente na raiz do defeito (B). (Ataque: Nital 2%)

Deste modo, existem dois mecanismos influenciando a vida em fadiga ao mesmo tempo: o aumento das tensões de compressão na superfície positivamente; e o aumento da rugosidade e dos defeitos superficiais negativamente. Podemos esperar que, devido à competição destes dois mecanismos, conforme aumentamos a intensidade de shot-peening, os resultados tenham uma dispersão cada vez maior (**Figura 10**).

Figura 10 – Diagrama qualitativo demonstrando o efeito da intensidade excessiva de shot-peening

Estes efeitos explicam o grande número de parâmetros controlados no processo (por exemplo: velocidade da granalha, tempo de permanência, área de cobertura do jateamento, entre outros). Quando ajustados, a técnica de shot-peening efetivamente aumenta a resistência à fadiga, além de também ter influência positiva na resistência a processos de corrosão sob tensão. As tensões residuais compressivas, além de compensar as tensões de tração que são geradas durante a utilização da peça, podem até reduzir a velocidade de

propagação de trincas, dependendo da intensidade e da profundidade destas tensões residuais [20].

A **Figura 11** ilustra de forma esquemática a distribuição de tensões promovida pelo jateamento de partículas que, ao introduzir deformações na superfície do material, gera tensões residuais altamente compressivas promovidas pelo núcleo do material, que impede a deformação transversal de alongamento na superfície, resultante do efeito de Poisson [5].

Figura 11- Distribuição de tensões residuais produzidas por jateamento de partículas (Adaptado de Paulo Sérgio C. P. S. “Comportamento mecânico e fratura de componentes e estruturas metálicas”, Univ. Federal do Paraná, Curitiba, 1999)

Do ponto de vista microestrutural, o jateamento por partículas pode ser visto como um processo que, aumentando o nível de encruamento da superfície, promove o aumento da densidade de discordâncias nestas camadas mais da peça. O aparecimento de tensões residuais está relacionado, então, à natureza não homogênea da deformação plástica envolvida neste processo.

2.1.3 Perfil de Tensões Residuais do Processo de Shot-Peening

O conhecimento do perfil de tensões residuais promovido pelo processo de shot-peening é de fundamental importância não só para o controle do próprio processo de jateamento, como para determinação dos efeitos positivos e negativos destas tensões residuais inseridas no material.

A distribuição de tensões residuais compressivas nas camadas mais superficiais do material é a principal razão para a melhora da vida em fadiga. O encruamento produzido pelo jateamento gera tensões que reduzem a tensão média superficial e, portanto, atrasam a nucleação e a propagação de trincas de fadiga.

A **Figura 12** apresenta um típico perfil do campo de tensões produzido pelo processo de shot-peening e suas mudanças ao longo da profundidade do material. Observa-se que as tensões residuais compressivas apresentam-se restritas a uma fina camada superficial, e que as tensões residuais de tração, que equilibram as tensões residuais compressivas, são de menor magnitude porém estendem-se sobre um maior volume de material. Pode-se perceber também o forte gradiente de tensões existente na transição entre as regiões compressiva e trativa, o que aumenta ainda mais a necessidade do controle da profundidade e do sinal destas tensões.

T.S. (Tensão superficial) - Tensão residual medida exatamente na superfície do material.

T.C. Máx (Tensão compressiva máxima) - Máximo valor da tensão residual compressiva, situada pouco abaixo da superfície.

P (Profundidade) - Profundidade da camada compressiva, determinada pelo ponto em que a tensão residual passa pelo ponto 0.

T.T. Máx (Tensão trativa máxima) - Máximo valor de tensão residual de tração.

Figura 12 - Principais características do perfil de tensões residuais em uma placa que sofreu shot-peening [19]

A **Figura 13** apresenta, qualitativamente, a superposição dos campos de tensão residual compressiva induzida por shot-peening, e de tensões de tração aplicadas no componente durante o seu uso. Inclusive, demonstrando o possível efeito no processo de parada de uma trinca.

Figura 13 – Esquema da sobreposição de tensões compressiva residual / trativa da solicitação, e do retardamento da propagação de trincas [20]

Outro exemplo pode ser analisado na **Figura 14**. A parte “A” representa o perfil de tensões residuais de uma barra que sofreu tratamento de shot-peening em ambas as superfícies. A parte “B” apresenta a distribuição de tensões na mesma barra jateada, após aplicação de uma força de flexão ou dobramento, que gera uma tensão de tração em uma das superfícies. Após o carregamento, esta tensão trativa é reduzida pela tensão compressiva residual pré-existente, de forma que esta nova condição reduz a tendência não só da iniciação de uma trinca, mas como a sua propagação [21].

Figura 14 – Sobreposição de tensões residuais produzidas por shot-peening (A) e tensões elásticas produzidas por uma flexão simples (B) [21]

Alguns métodos analíticos podem ser utilizados para prever o perfil de tensões residuais gerado pelo shot-peening, através do modelamento do comportamento elasto-plástico dos metais após o impacto de uma granalha. Os resultados são bastante aderentes aos métodos experimentais [22].

2.1.4 Métodos de Determinação de Tensões Residuais

O conhecimento da natureza, da magnitude e da distribuição de tensões residuais é essencial para avaliação da integridade estrutural de componentes mecânicos, uma vez que estas tensões influenciam o desempenho, a durabilidade e a integridade do equipamento.

Os métodos para medida de tensões residuais podem ser destrutivos, semi-destrutivos ou não destrutivos. Em todos os casos, os diversos métodos

se utilizam do fato de que as tensões residuais induzem deformações proporcionais a estas tensões. O objetivo será sempre qualificar e quantificar estas deformações, e relacioná-las com as tensões existentes.

As principais técnicas destrutivas incluem medidas que se baseiam na eliminação do estado de equilíbrio das tensões residuais macroscópicas, no ponto ou região de medida, através de corte ou remoção de material por ataque químico, levando a uma relaxação local. Este tipo de método envolve inicialmente a colocação criteriosa de extensômetros padrão no componente em que se deseja medir as tensões residuais. É então medida a deformação macroscópica provocada pela remoção, por corte ou ataque químico, de material tensionado, e esta relaxação do material é convertida em valores de tensão.

Muitas das técnicas destrutivas de extensometria e remoção de camadas, no entanto, são limitadas às aplicações de laboratório em corpos de prova, e muitas vezes não são facilmente adaptáveis a equipamentos reais [23,24].

Os métodos não destrutivos são capazes de medir tensões sem apelar à deformação associada ao relaxamento das mesmas tensões. Estes métodos são, no geral, de maior precisão comparando-se com os métodos mecânicos, principalmente por não haver o risco da introdução de novas tensões promovidas pelos processos de remoção [25].

Os métodos mais utilizados atualmente, tanto do ponto de vista de equipamentos, bibliografia especializada, e de aplicação em casos práticos, são os métodos mecânicos, pela sua portabilidade e facilidade de operação, e o método não destrutivo por difração de raios-x [23].

De uma maneira mais específica, as técnicas de medição de tensões residuais podem ser divididas em três grandes grupos: técnicas baseadas nas distorções dimensionais do componente, técnicas de difração, e outras técnicas baseadas na variação de algumas propriedades magnéticas e elétricas do material [26,27].

Técnicas baseadas em distorções

Curvatura ou Teste Almen [5,28]

Técnica do Furo Passante [23,29]

Técnica do Furo Incremental [24,30]

Fotoelasticidade [31]

Técnicas de Difração

Raios-X [26,32,33]

Synchrotron [26,33,34]

Nêutrons [26,33,34,35,36]

Elétrons [26,33]

Outras Técnicas

Magnéticas [26,37,38]

Ultra-som [26,39,40]

Termo-elástico [26,41]

Teste de Almen

É o processo mais adotado para especificar a intensidade de tensões residuais de jateamento na indústria. Ele consiste em um processo comparativo entre chapas perfeitamente planas e padronizadas, e chapas deformadas por tensões residuais. A técnica parte do princípio de que deformações iguais em chapas finas padronizadas correspondem a aplicações com iguais intensidades [28].

John O. Almen padronizou três tipos de plaquetas de aço SAE 1070 iguais em dimensões, dureza (45 HRC), planicidade, acabamento etc. variando apenas a espessura [28].

- Tipo "N" – $0,79 \pm 0,02\text{mm}$: Usada para pequenas intensidades como as obtidas, em geral com esferas de vidro;
- Tipo "C" - $2,39 \pm 0,02\text{mm}$: Mais espessa das tiras Almen, é utilizada em grandes intensidades de jateamento;
- Tipo "A" - $1,29 \pm 0,001\text{mm}$: Normalmente utilizadas para avaliar processos de shot-peening com granalha de arame cortado ou granalha de aço fundido.

Almen padronizou também um bloco de apoio das plaquetas e um dispositivo com micrômetro comparador para medir a flecha de deformação.

O procedimento de ensaio é bastante prático, com a plaqueta selecionada inicialmente sendo inspecionada para conferir sua perfeita planicidade. A plaqueta é fixada, e o bloco de apoio é posicionado em gabaritos de modo que a plaqueta a ele fixada fique em posição que coincida com a exata superfície da peça a ser tratada. Depois de jateado o dispositivo, a plaqueta é levada ao micrômetro e é medida a flecha. Essa leitura, em polegadas ou milímetros, é o que se denomina número de Almen (por exemplo, 0,010A a 0,015A (polegadas) ou 0,25A a 0,38A (mm)) [28].

O grande inconveniente deste teste é que a intensidade medida é uma intensidade média, proporcional à integral da curva de tensões residuais pela profundidade (perfil de tensões residuais). A informação, portanto, é parcial, e não diz muito sobre a intensidade do pico de tensões, ou a profundidade dele. Portanto, podemos ter dois casos de Almen iguais, porém com resultados de pico e profundidade de tensão completamente distintos. Para solucionar este problema, uma técnica quantitativa para definir a profundidade e a intensidade do pico de tensões residuais é necessária.

Técnica de Difração de Raios-x

A técnica por difração de raios-x leva em consideração as alterações na distância interplanar “d” geradas pela deformação elástica associada às tensões residuais. Conhecendo o comprimento de onda incidente na amostra λ , e o ângulo de difração 2θ , pode-se aplicar a lei de Bragg

$$\lambda = 2d \cdot \sin\theta \quad (1)$$

para descobrir a variação na distância “d”, antes e depois do carregamento de tensões ter sido aplicado [26,32,33].

Para tal, a amostra é irradiada com raios-x, que são difratados pelos planos cristalográficos logo abaixo da superfície. Um detector então é movimentado ao redor do corpo de prova, encontrando diferentes intensidades de raios-x difratados (**Figura 15**).

Figura 15 – Esquema da configuração para a medição de tensões residuais pela técnica da difração de raios-X [2]

Do ponto de vista de medida de tensão, a rede cristalina pode ser considerada como um pequeno extensômetro, uma vez que as alterações no parâmetro de rede representam a deformação elástica induzida por um carregamento externo. Assim, considerando “d” o parâmetro de rede sem o carregamento, e “d₁” o parâmetro de rede após a deformação elástica que a peça foi submetida, a deformação na rede (ϵ) pode ser definida como:

$$\epsilon = \frac{d_1 - d}{d} = \frac{\Delta d}{d} \quad (2)$$

Existem vários métodos para o cálculo das tensões por difração de raios-X. Um deles é o método de varredura de 2θ , onde o comprimento de onda é fixo e a difração do ângulo θ é medido. A equação que relaciona a deformação na rede (ϵ) à mudança de ângulo ($\Delta\theta$) é determinada diferenciando a Equação de Bragg:

$$\Delta\lambda = 2 \sin\theta \Delta d + 2d \cos\theta \Delta\theta \quad (3)$$

Considerando o comprimento de onda (λ) constante,

$$0 = 2 \sin\theta \Delta d + 2d \cos\theta \Delta\theta \quad (4)$$

$$\sin\theta \Delta d = d \cos\theta \Delta\theta \quad (5)$$

$$\Delta d = -d \cot\theta \Delta\theta \quad (6)$$

Substituindo a eq. 6 na eq. 2, temos:

$$\varepsilon = -\cot\theta \Delta\theta \quad (7)$$

onde $\Delta\theta$ é a variação angular do pico de difração em relação à situação sem deformação.

Outro método bastante utilizado é o método $\sin^2\Psi$, onde as medições são realizadas para vários ângulos Ψ (de acordo com a **Figura 15, 16 e 17**). A variação do ângulo Ψ é importante, pois como os grãos do material possuem diferentes orientações cristalinas (**Figura 16**), é necessária uma série de medições para que uma média seja calculada.

Figura 16 - Esquema da configuração para a medição de tensões residuais pela técnica da difração de raios-x

Figura 17 – Variação do ângulo ψ para medição de diferentes orientações cristalinas

A penetração total dos raios-x é da ordem de dezenas de micrometros [26], porém os resultados de difração representam em sua maioria as camadas mais superficiais do material, na ordem de 5 a 10 μm . Portanto, quando uma medição é realizada na superfície de uma amostra, na verdade a análise está sendo feita em um volume definido pelo diâmetro do feixe de raios-x e pela profundidade efetiva de difração (5 a 10 μm). Além disso, pode-se considerar que o volume difratado representa um estado plano de tensões, como detalhado na **Figura 18**.

Figura 18 – Direções da tensão e deformação principais, mostrando σ_1 e σ_2 em um mesmo plano (estado plano de tensões), com $\sigma_3 = 0$

O campo de tensões na superfície pode ser definido pelas tensões residuais principais σ_1 e σ_2 , desconsiderando a tensão normal σ_3 . A tensão a ser determinada é a tensão σ_ϕ , localizada no plano superficial em um ângulo ϕ em relação à tensão máxima principal σ_1 . A direção da medida é determinada pelo plano de difração, assim para qualquer ângulo ϕ pode-se medir a tensão rotacionando o corpo de prova.

Considerando o vetor deformação $\epsilon_{\phi\psi}$ localizado em um plano definido entre a direção normal da superfície da amostra e a direção do vetor tensão σ_ϕ , pode-se observar que ele está em um ângulo ψ em relação a esta direção normal. O vetor deformação $\epsilon_{\phi\psi}$ pode ser expresso através da teoria da elasticidade (sólido isotrópico):

$$\epsilon_{\phi\psi} = \left(\frac{1+\nu}{E} \right) \cdot \sigma_\phi \cdot \sin^2 \psi - \left(\frac{\nu}{E} \right) (\sigma_1 + \sigma_2) \quad (8)$$

onde “E” é o módulo de elasticidade do material e “ ν ” o coeficiente de Poisson.

Neste caso, a diferença entre duas componentes da deformação será:

$$\epsilon_{\phi\psi_2} - \epsilon_{\phi\psi_1} = \left(\frac{1+\nu}{E} \right) \cdot \sigma_\phi (\sin^2 \psi_2 - \sin^2 \psi_1) \quad (9)$$

Expressando a equação (9) em função do σ_ϕ :

$$\sigma_{\Phi} = \left(\frac{E}{1+\nu} \right) \cdot \frac{\epsilon_{\Phi\Psi 2} - \epsilon_{\Phi\Psi 1}}{\sin^2\Psi_2 - \sin^2\Psi_1} \quad (10)$$

Analogamente à equação (2) e à equação (7), os valores de $\epsilon_{\Phi\Psi}$ para cada ângulo Ψ podem ser descritos da forma:

$$\epsilon_{\Phi\Psi} = \frac{d_{\Phi\Psi} - d}{d} = -\cot\theta_0 (\theta_{\Phi\Psi} - \theta_0) \quad (11)$$

onde $d_{\Phi\Psi}$, d , $\theta_{\Phi\Psi}$, e θ_0 são as distâncias interplanares e os ângulos de difração para materiais com e sem tensão, respectivamente.

Das equações (10) e (11), determina-se a equação final para o cálculo da componente de tensão σ_{Φ} na direção escolhida:

$$\sigma_{\Phi} = - \left(\frac{E}{1+\nu} \right) \cdot \frac{\cot\theta_0 (\theta_{\Phi\Psi 2} - \theta_{\Phi\Psi 1})}{\sin^2\Psi_2 - \sin^2\Psi_1} \quad (12)$$

Após uma série de medidas de difração para diferentes ângulos Ψ , os resultados são plotados em uma curva $d_{\theta\Psi}$ versus $\sin^2\Psi$. A tensão residual pode ser obtida através da equação 13:

$$\sigma = \left(\frac{E}{1+\nu} \right) m \quad (13)$$

onde “m” é a inclinação da curva $d_{\theta\psi}$ versus $\sin^2\psi$.

O comprimento de onda dos equipamentos comuns de análise por difração de raios-x gira em torno de 0,1 a 0,2 nm. Por este motivo, esta técnica de medição leva em conta apenas as primeiras camadas de material da superfície. Como citado anteriormente, a penetração total dos raios-x é da ordem de dezenas de micrometros [26], porém os resultados de difração representam em sua maioria as camadas mais superficiais do material, na ordem de 5 a 10µm. Com isto, pode-se avaliar o perfil de tensões residuais ao longo da seção transversal das amostras através de uma série de medições associadas com a remoção de finas camadas superficiais.

As amostras para esta técnica devem ter superfícies planas e com baixa rugosidade, a fim de que os raios-x incidentes sofram o mínimo de influência ou obstrução pela geometria da amostra [32].

A **Tabela 2** a seguir mostra um resumo comparativo com as principais características de cada técnica de medição de tensões residuais.

Tabela 2 – Dados comparativos sobre as principais técnicas de medição de tensões residuais [41].

Técnicas	Distribuição de tensões	Destrutivo	Portátil ou laboratório	Custo de medição*	Custo do equipamento*
Curvatura	Sim**	Sim	Portátil	Baixo	Baixo
Furo Passante	Não	Sim	Ambos	Baixo	Baixo
Furo Incremental Cego	Sim	Sim	Ambos	Baixo	Baixo
Fotoelástica***	Sim	Sim	Laboratório	Baixo	Médio
Difração de Raios-x **	Sim	Sim	Laboratório	Médio	Alto

Difração Synchrotron **	Sim	Sim	Laboratório	Alto	Muito Alto
Difração de Nêutrons	Sim	Sim	Laboratório	Médio	Muito Alto
Difração de Elétrons	Sim	Sim	Laboratório	Alto	Muito Alto
Magnética	Não	Não	Ambos	Baixo	Médio
Ultra-Som	Não	Não	Ambos	Baixo	Médio
Termo-Elástica	Não	Não	Laboratório	Baixo	Alto

* - Custos relativos entre as técnicas

** - Em conjunto com a técnica de remoção de camadas do material

*** - Em conjunto com a técnica do furo incremental cego

2.2 FADIGA

2.2.1 Considerações Gerais

Componentes mecânicos, elementos de máquina, ou mesmo componentes estruturais são, frequentemente, sujeitos a tensões variáveis, sendo de vital importância conhecer o comportamento dos materiais sob estas condições.

Sabe-se que sob repetidos carregamentos e descarregamentos, ou quando acontecem variações de tensão cíclicas, a ruptura de um material poderá ocorrer mesmo quando estas tensões são menores do que o limite de resistência do material, obtido no ensaio de tração. Este tipo de carregamento, mesmo solicitando o material com uma intensidade de tensão muitas vezes inferior até ao limite de escoamento do material, provoca um fenômeno conhecido como fadiga.

Denomina-se fadiga o dano acumulado no material quando este é solicitado por tensões cíclicas. Este acúmulo leva a um aumento do potencial de nucleação de uma trinca na região solicitada, que pode se propagar a medida que os ciclos de tensão são aplicados. Este acúmulo de danos não pode ser detectado pela medida das propriedades mecânicas médias macroscópicas, como as retiradas em um ensaio de tração, nem por um ensaio metalográfico da microestrutura existente. A alteração no material se dá especialmente no âmbito do arranjo de discordâncias, e no aumento da quantidade de lacunas. Portanto, o dano só pode ser detectado por microscopia eletrônica de transmissão [42].

As trincas de fadiga iniciam-se em regiões onde a deformação é mais severa (ponto de tensão máxima). Este ponto pode estar situado em alguma irregularidade superficial macroscópica, ou até mesmo em defeitos microestruturais [43]. Sob a ação de cargas cíclicas, uma região com alta densidade de discordâncias é desenvolvida nestes pontos, e estas áreas acabam funcionando como concentradores de tensão. A alta densidade de discordâncias, e consequente deformação, acabam aumentando o potencial para a nucleação de uma trinca de fadiga, trinca esta que se propaga durante o carregamento cíclico, até que ocorra o rompimento catastrófico devido à redução da seção da peça pela progressão de trinca.

Em escala microscópica, a ruptura está relacionada com o fato de que, ao invés de se ter um comportamento elástico ideal e reversível do material, tem-se uma deformação plástica não uniforme. Essas deformações não reversíveis se localizam ao longo do plano de escorregamento, nos contornos de grão e ao redor de irregularidades superficiais devido a defeitos como entalhes, riscos, inclusões, poros, etc. Por este motivo é que o acabamento superficial do componente solicitado e a sua rugosidade são importantes, na medida em que na superfície é que incidem as maiores tensões de trabalho. A redução das irregularidades superficiais nitidamente aumenta a resistência à fadiga [44].

Conhecer os mecanismos de fadiga é de extrema importância econômica, tendo em vista que aproximadamente 90% de todas as falhas em

metais acontecem através destes mecanismos. Além disto, a falha por fadiga acontece de maneira catastrófica e, em muitos casos, sem nenhuma evidência prévia [45].

2.2.2 Tensões Cíclicas

As tensões aplicadas em fadiga podem ser axiais (compressão ou tração, por exemplo), de flexão (dobramento, por exemplo), ou torcionais. De maneira geral, três modos de carregamento cíclico podem ser utilizados, de acordo com a **Figura 19**.

Figura 19 – Variação de tensões com o tempo, para três tipos de carregamento cíclico: (A) Carregamento regular e simétrico; (B) Carregamento regular e assimétrico; (C) Carregamento aleatório ou em espectro [45]

Vale ressaltar que, mesmo sendo senoidal nos exemplos da **Figura 19**, podemos ter outro tipo de perfil de carregamento regular (quadrático, triangular, etc.) conforme as características do componente e da solicitação.

Os esforços de amplitude constante são normalmente utilizados em escala de laboratório ou ensaios comparativos, mas raramente correspondem a situações reais de carregamento em componentes tecnológicos. Porém, este tipo de carregamento tem como vantagem o controle das tensões envolvidas no ensaio, permitindo o isolamento das variáveis que se deseja estudar.

O carregamento em amplitude variável (ou em espectro) é uma forma de carregamento que procura simular a situação real de utilização do componente, imprimindo um regime de esforços muito próximos da realidade do uso da peça. Porém, este tipo de perfil de carregamento traz uma complexidade maior no tratamento dos resultados, como a contagem de ciclos, o efeito da sobrecarga e da subcarga, etc.

Figura 20 – Definição dos parâmetros de carregamento cíclico [46]

Nas **Figuras 19 e 20** estão indicados nas curvas os diversos parâmetros utilizados para caracterizar um carregamento cíclico, descritos sucintamente abaixo:

Sendo $\sigma_{\text{máx}}$ e $\sigma_{\text{mín}}$ a tensão máxima e mínima aplicadas no componente, e σ_m a tensão média, então:

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\text{máx}} + \sigma_{\text{mín}}}{2} \quad (14)$$

a faixa de tensão aplicada σ_r ou $\Delta\sigma$ é:

$$\sigma_r = \sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín}} \quad (15)$$

e a amplitude de tensão σ_A é a metade da faixa de tensão aplicada:

$$\sigma_A = \frac{\sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín}}}{2} \quad (16)$$

finalmente, a razão ou relação da tensão R:

$$R = \frac{\sigma_{\text{mín}}}{\sigma_{\text{max}}} \quad (17)$$

Além destes parâmetros, pode-se considerar também a frequência de carregamento como outra variável a ser controlada. Porém, diversos estudos mostram que a fadiga não é sensivelmente afetada na faixa de frequências da maioria das máquinas utilizadas para este tipo de ensaio (de 1 a 30 Hz), principalmente nos testes em condições industriais [47,48].

2.2.3 Curva S-N

Wöhler, em 1860, elaborou os primeiros estudos relacionados ao comportamento dos materiais metálicos relacionados a esforços cíclicos, e introduziu o conceito de tensão limite, conhecido atualmente como limite de fadiga de um material. Neste mesmo ano, ele propõe três leis [49]:

I – Um material pode ser induzido a falhar pela múltipla repetição de tensões, que isoladamente são menores que a da resistência estática (ou seja, dos limites de escoamento e de resistência).

II – A amplitude de tensão é decisiva para a destruição da coesão do metal.

III – A tensão máxima influencia apenas no sentido de que quanto maior ela for, menores são as amplitudes de tensão que levam a falha (ou seja, um

aumento da tensão média reduz a resistência à fadiga do material para uma dada amplitude de tensão).

O limite de fadiga (σ_L) pode ser definido como a tensão máxima a que uma determinada peça pode ser solicitada por infinitos ciclos de carregamento sem que esta se rompa por fadiga. A curva de Wöhler, ou curva S-N, apresenta a relação entre o logaritmo do número de ciclos (N_f) requeridos até a fratura e a amplitude de tensão (σ_A), como mostrada na **Figura 21**.

Figura 21 – Curva S-N esquemática [46]

A curva S-N pode ser dividida em três regiões distintas [46]:

I - Para amplitudes de tensão mais próximas ao limite de resistência do material, a curva apresenta um patamar de saturação, ou seja, se a falha não ocorrer no primeiro ciclo é provável que ela venha a ocorrer apenas muito mais tarde (por exemplo, após 100 ciclos).

II - Para amplitudes de tensão intermediárias, há um aumento da resistência à fadiga com a redução da amplitude de tensão. Este é o domínio usual de trabalho da maioria dos componentes.

III - Para amplitudes de tensão menores que um dado valor mínimo (conhecido como limite de fadiga σ_L) a fratura passa a ocorrer num valor virtualmente infinito de ciclos.

O limite de fadiga (σ_L) existe para todos os materiais, porém no caso de limites de fadiga determinados em um número muito elevado de ciclos, é normalmente definido um critério para sua determinação. Por exemplo, fixando uma quantidade de ciclos mínima para determinada amplitude de tensão [46,50].

2.2.4 Formação e Propagação de Falhas por Fadiga

O processo de falha por fadiga é caracterizado por três passos distintos:

- Estágio I – Nucleação da Trinca

O estágio inicial é o da nucleação das trincas, que terá início nas regiões de maior potencial para sua formação, como defeitos pré-existentes ou pontos de concentração de tensões.

- Estágio II – Propagação estável da trinca

Corresponde ao crescimento estável da trinca. Nesta fase, a trinca avança progressivamente com cada ciclo de tensão. A região da fratura neste estágio é a mais característica do processo de fadiga, na qual são desenvolvidas algumas marcas características, como as “marcas de praia” e as estrias.

- Estágio III – Fratura catastrófica final

Ocorre no último ciclo de tensões, quando a trinca desenvolvida progressivamente atinge o tamanho crítico para a propagação instável (falha catastrófica).

Nucleação da Trinca

A nucleação de uma trinca de fadiga ocorre predominantemente na superfície dos materiais. De uma maneira mais geral, podemos afirmar que a nucleação ocorre em qualquer descontinuidade no componente, podendo esta ser a própria superfície, ou então qualquer tipo de interface, como contornos de grão, interfaces entre fases, ou entre matriz e inclusão. Além disso, as superfícies são mais susceptíveis à nucleação de trincas de fadiga, pois estão sujeitas a qualquer tipo de efeito nocivo do ambiente, como processos de oxidação ou corrosão [51].

A nucleação deste tipo de trinca tende a ser favorecida pela existência de tensões normais de tração. Desta forma, qualquer tipo de concentrador de tensão como irregularidades na superfície, cantos vivos, rebarbas, porosidades, inclusões, riscos, etc têm papel fundamental na nucleação da trinca de fadiga.

Durante o carregamento cíclico, estruturas complexas de deformação são formadas, devido às elevadas deformações acumuladas neste tipo de processo. O dano é cumulativo, levando o material a apresentar estruturas bastante estáveis de discordâncias concentradas em planos ou bandas de deformação persistentes (PSB). Estas bandas de deslizamento, concentradas na superfície do material, são caracterizadas como intrusões e extrusões, demonstradas nas **Figuras 22 e 23**. São nestas irregularidades superficiais é que as trincas de fadiga irão nuclear.

Figura 22 – Desenho esquemático simplificado mostrando o mecanismo de formação de extrusões (a) e intrusões (b) [46]

Figura 23 - Microscopia de uma chapa de cobre, mostrando extrusões e intrusões na superfície do material [52]

Propagação da Trinca e Fratura Final

Estima-se que na maioria dos casos o estágio de propagação estável da trinca de fadiga consuma por volta de 95% da vida útil de um componente submetido a solicitações cíclicas [46]. Por este motivo, a investigação dos mecanismos de propagação de trincas de fadiga é tão importante do ponto de vista científico e econômico [53].

De uma maneira geral, a propagação da trinca de fadiga (incluindo a propagação catastrófica instável) pode ser dividida em três fases distintas, como esquematizado na **Figura 24**:

- **A** - Uma ou mais trincas começam a se propagar a partir da superfície, seguindo os PSBs, que estão orientados a cerca de 45° do eixo de carregamento.
- **B** - Após certo avanço, uma das micro-trincas da fase A muda de orientação, passando à fase B, e começa a se propagar aproximadamente perpendicular ao plano de máxima tensão de tração.
- **C** - Após atingir um determinado tamanho crítico, a trinca já tem potencial suficiente para sofrer crescimento instável e segue para a ruptura catastrófica abrupta do componente.

Figura 24 – Representação esquemática das fases de propagação de uma trinca de fadiga [46,54,55]

As micro-trincas de fadiga, características da Fase A, estão intimamente relacionadas aos mecanismos de nucleação e aos planos preferenciais de acúmulo de discordâncias (PSB). A propagação das micro-trincas é bastante influenciada pela microestrutura do material e ocorre por cisalhamento em planos cristalográficos correspondentes ao PSB inicial. A quantidade de contornos de grão em que estas micro-trincas encontram em seu caminho durante a propagação na Fase A irá definir a velocidade e por consequência o tempo em que a trinca irá passar por esta fase.

No entanto, dependendo do nível de heterogeneidades na superfície do material (nível de inclusões, defeitos superficiais, etc.), a Fase A muitas vezes não ocorre, e as trincas nucleiam nas interfaces das heterogeneidades com a matriz sem qualquer relação com as PSBs. Nestes casos, as trincas já passam diretamente à Fase B de propagação [56].

A Fase B corresponde à maior parte do dano de fadiga e é caracterizada por uma trinca principal que se propaga aproximadamente perpendicular ao eixo de carregamento. O avanço da trinca acontece de maneira descontínua, de acordo com cada ciclo, e por esta característica de carregamento a frente da trinca acaba por deixar marcas concêntricas no material, na superfície de fratura. Estas marcas microscópicas podem ser chamadas de estrias, e são proporcionais ao avanço da trinca a cada ciclo. Um exemplo encontra-se na **Figura 25**.

Figura 25 – Correspondência entre estrias e ciclos de carregamento durante a propagação de uma trinca em uma liga de alumínio [50]

Outro tipo de marca característica desta fase de propagação é a “marca de praia”. Porém, neste caso, a marca é macroscópica e visível a olho nu. Também proporcional à propagação ciclada da trinca, significa que o

carregamento do material sofreu interrupções, onde cada marca representa um período de tempo no qual o crescimento da trinca ocorreu. A **Figura 26** e a **Figura 27** mostram exemplos deste tipo de marca.

Figura 26 – Representação gráfica de uma fratura por fadiga, mostrando o início da trinca (Estágio I), a propagação estável e as marcas de praia (Estágio II), e a ruptura catastrófica abrupta (Estágio III) [52,57]

Figura 27 – Foto de uma fratura típica de fadiga em lâmina de mola, mostrando o início da trinca (Estágio I), a propagação estável e as marcas de praia (Estágio II), e a ruptura catastrófica abrupta (Estágio III) [58]

2.2.5 Análise Estatística dos Resultados

Para um dado componente não existe somente uma curva S-N, mas uma família de curvas S-N com uma probabilidade “P” de falha como parâmetro. Isso se deve à natureza do ensaio de fadiga, que gera alguma dispersão do número de ciclos de vida para um mesmo nível de tensão do mesmo material, sob as mesmas condições de testes. Desta forma, através de técnicas estatísticas, podem-se obter famílias de curvas S-N com probabilidade de falha ou confiabilidade “R”, constante. Estas curvas são chamadas S-N-P.

Uma das técnicas mais utilizadas para análise estatística na determinação das famílias de curvas S-N de confiabilidade constante é a distribuição de Weibull [59,60]. Proposta originalmente por W. Weibull, segundo este critério a função confiabilidade $R(t)$ é definida como complemento da

unidade da função probabilidade acumulada de falha, $F(t)$, que representa a distribuição de dano acumulado, ambas em função de t que representa o número de ciclos ou tempo de vida da amostra.

$$F(t) = 1 - R(t) \quad (18)$$

A função confiabilidade, quando considerada a distribuição de Weibull com vida mínima igual a zero, pode ser substituída na equação (18) da seguinte maneira:

$$F(t) = 1 - e^{-\left(\frac{t}{\eta}\right)^\beta} \quad (19)$$

onde η é o parâmetro de escala da curva ou vida característica, e β é o parâmetro de forma ou coeficiente de inclinação da curva.

O parâmetro de forma β é calculado seguindo a seguinte equação:

$$\frac{\sum_{i=1}^n (t_i)^\beta \ln t_i}{\sum_{i=1}^n (t_i)^\beta} - \frac{1}{\beta} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \ln t_i \quad (20)$$

onde n é o número de amostras, e t é o número de ciclos de cada uma das amostras.

Sendo um parâmetro de forma, pode-se afirmar que o β é um caracterizador da dispersão dos resultados. Por exemplo, para $\beta = 1$, têm-se a distribuição exponencial (falhas aleatórias). Para valores de $\beta < 1$, a taxa de falhas diminui com o tempo (falha prematura ou infantil), e para $\beta > 1$ a taxa de falhas aumenta com o tempo (descrição mais aderente com ensaios de fadiga de molas automotivas). Ainda, para $\beta = 2$, a distribuição de Weibull tem a forma log-normal; e para $\beta = 3,2$, a distribuição de Weibull tem a forma normal [61].

A **Figura 28** ilustra algumas distribuições de Weibull:

Figura 28 - Distribuição de Weibull para diferentes valores de β (ou b) [60]

O parâmetro de escala η é calculado seguindo a seguinte equação:

$$\eta = \left[\sum_{i=1}^n \frac{t_i^\beta}{n} \right]^{\frac{1}{\beta}} \quad (21)$$

Este parâmetro define a posição, ao longo da abscissa, da distribuição de Weibull. Esta posição é chamada de vida característica. Substituindo η no lugar de t na equação (19):

$$F(t = \eta) = 1 - e^{-1} = 63,2\% \quad (22)$$

Isto significa que para cada distribuição de Weibull, a probabilidade de falha com tempo (ou quantidade de ciclos) igual a η é igual a 63,2%, chamada de vida característica. Isto é válido para qualquer valor de β .

A partir da distribuição de Weibull, pode-se definir a expectativa de vida de um componente em função da probabilidade de falha, conforme os critérios e características próprias de cada projeto. De uma maneira geral, a indústria de molas automotivas utiliza a vida B50 para padronização e comparação de resultados de ensaios de fadiga, ou seja, o limite em que pelo menos 50% das amostras sobrevive [61].

2.3 MOLAS AUTOMOTIVAS

2.3.1 Considerações Gerais

O sistema de suspensão automotiva é, basicamente, o elo entre a estrutura do veículo e as suas rodas. Consequentemente, ele também é responsável pela absorção das vibrações ocasionadas por irregularidades no solo, melhorando a dirigibilidade e o conforto dos usuários do veículo.

Os principais componentes do sistema de suspensão são as molas, os amortecedores, e as barras estabilizadoras. A barra estabilizadora, como o próprio nome diz, tem a função de estabilizar o veículo principalmente durante curvas, ou seja, ela é quem dá sustentação durante o rolamento do veículo em seu próprio eixo longitudinal. As molas, por princípio, são os componentes que suportam o peso do veículo e que absorvem a maior parte da energia gerada pelas irregularidades do solo durante a movimentação do automóvel. Tanto as molas quanto as barras estabilizadoras são componentes que trabalham sempre dentro da zona elástica determinada pela Lei de Hooke (a deformação

é proporcional à tensão), portanto esta energia gerada é absorvida através da própria deformação elástica das peças.

A função do amortecedor é justamente dissipar esta energia, tornando possível a dirigibilidade do veículo mesmo quando em terrenos irregulares.

Figura 29 – Molas usadas na suspensão de veículos (A) Mola do tipo helicoidal; (B) Mola do tipo feixe de lâminas [62]

Figura 30 – Barra estabilizadora de veículo leve [62]

As molas para veículos rodoviários podem ser de quatro tipos: helicoidal, em lâminas, pneumática ou de torção. As molas helicoidais, por serem menores e mais leves, são utilizadas mais comumente em veículos leves de passeio. Já as molas em lâminas são mais pesadas, e normalmente são utilizadas em veículos de médio e grande porte, devido exercer também uma função estrutural. As molas de torção são geralmente utilizadas quando há algum problema de espaço para a instalação de molas helicoidais no veículo e, portanto, elas não possuem o mesmo conforto das últimas. As molas a ar, ou pneumáticas, são maiores e mais caras, porém também conferem um grande conforto aos passageiros.

Figura 31 – Tipos de molas helicoidais [63]

Figura 32 – Barra estabilizadora pesada e mola de torção [63]

As molas planas, utilizadas no presente trabalho, podem ser classificadas em basicamente dois tipos diferentes: molas trapezoidais (convencionais) e molas parabólicas. Em ambos os casos são utilizadas lâminas, porém no caso das parabólicas elas têm espessura variável. Já as convencionais possuem a mesma espessura ao longo do comprimento de cada lâmina. Em ambos os casos, as lâminas podem ser montadas em feixes, ou principalmente no caso das parabólicas podemos ter lâminas únicas no sistema monolâmina. A grande diferença das duas está na distribuição das tensões ao longo do comprimento das lâminas, que no caso das parabólicas é constante, aperfeiçoando o projeto e diminuindo o peso comparando-se com uma mola trapezoidal de mesma tensão de trabalho.

Figura 33 – Tipos de molas em lâminas [63]

As molas em lâmina para veículos pesados não são utilizadas somente por motivos de projeto ou motivos econômicos. Simulações numéricas da vibração causada pelo movimento do veículo, em relação ao solo, demonstraram que as molas em lâmina produzem menos vibração do que as molas helicoidais [64,65].

2.3.2 Processo de Fabricação

Para conferir as propriedades elásticas necessárias às molas, e devido às altas solicitações que este componente sofre durante o uso, o processo de fabricação destas peças deve garantir um alto limite de escoamento e um alto limite de resistência, conferidos através de tratamento térmico de têmpera. Além disso, para garantir a resistência da mola aos esforços cíclicos, ela também deve ter sua superfície tratada através de shot-peening.

Pode-se dividir o processo de fabricação de molas em lâmina da ThyssenKrupp Bilstein Brasil em quatro etapas distintas: matéria-prima, conformação mecânica, tratamento térmico, e tratamento superficial.

Matéria-Prima

Atualmente, são utilizados principalmente os materiais SAE 6150 e SAE 9254 para fabricação de molas em lâmina [66]. Porém, uma série de materiais para beneficiamento pode ser utilizada para este fim [67]. O material é recebido das usinas siderúrgicas na forma de barras chatas de diferentes bitolas (larguras e espessuras), em comprimentos por volta de seis metros. A estrutura do material, nesta etapa, é basicamente perlita+ferrita pro-eutetóide, bruta de laminação a quente. O resfriamento, após a laminação, se dá ao ar.

Após as inspeções de recebimento (análise de microestrutura, tamanho de grão, avaliação da descarbonetação, dureza), o material segue para ser cortado nos comprimentos que serão utilizados para as próximas etapas de fabricação.

Conformação Mecânica

Com o material já no comprimento pré-definido, a lâmina é levada para o primeiro processo de conformação: a laminação a quente. Dependendo do tipo de mola a ser produzida, o perfil laminado será parabólico (**Figura 34**, com espessura variável ao longo do comprimento) ou convencional (espessura constante ao longo do comprimento). Uma das extremidades da lâmina é aquecida a aproximadamente 1000° C, e é realizada a laminação a quente, do centro para a ponta, a fim de formar o perfil desejado (**Figura 35**).

Figura 34 – Exemplo genérico de perfil parabólico de laminação

Uma operação similar é realizada na outra extremidade da mola, a fim de definir a simetria (ou assimetria) da peça, dependendo do projeto do componente.

Após a laminação, a lâmina segue para os processos de forjamento a quente, que pode ser o enrolamento dos olhais nas extremidades, e/ou estampagem de furos e ressaltos, dependendo do projeto mecânico do veículo e, conseqüentemente, da mola.

Figura 35 – Processo de laminação de lâminas parabólicas, com detalhe no laminador (dois cilindros de apoio e dois de trabalho)

Tratamento Térmico

O material, após a laminação, apresenta uma estrutura basicamente de perlita+ferrita pro-eutetóide recristalizada, bruta de laminação, e bastante heterogênea. O limite de resistência do material, nesta etapa, é de aproximadamente 1200 MPa. O tratamento térmico de têmpera e revenimento é utilizado para elevar a resistência do material para aproximadamente 2000 MPa, e transformar a sua estrutura para 100% martensita revenida.

O processo de têmpera da ThyssenKrupp é basicamente o aquecimento da lâmina a aproximadamente 920°C (austenitização), arqueamento da peça para a geometria final desejada, têmpera em óleo a aproximadamente 70°C, e posterior revenimento (**Figura 36 e 37**). A temperatura de revenimento pode variar de 350°C a 450°C, dependendo da mola a ser produzida.

Figura 36 – Processo de arqueamento da lâmina, logo antes da têmpera em óleo

Figura 37 – Processo de tratamento térmico de têmpera

Tratamento Superficial

Após o tratamento térmico, a peça segue para o processo de shot-peening. Existe uma série de processos de shot-peening diferentes com a finalidade de se inserir tensões compressivas na superfície dos componentes, com diferentes parâmetros. O tratamento pode ser a temperatura ambiente, a morno ($\sim 250^{\circ}\text{C}$), simples, duplo com granalha similar, duplo com granulometria de granalha diferente, com alívio parcial de tensões (TMSS), e do tipo *stress-peening* (material pré-tensionado).

Em todos os casos, o processo consiste no martelamento da superfície de material com granalha de aço, a fim de encruar e inserir tensões residuais compressivas na superfície da peça.

Além do processo de shot-peening usual, é bastante difundido para lâminas de molas o processo de *stress peening*, que consiste em se aplicar o jateamento na lâmina pré-tensionada (**Figura 38**). O efeito do *stress peening* é de amplificar as tensões compressivas na superfície da mola, pois o pré-

tensionamento acaba sendo somado à tensão residual inserida pelo martelamento superficial promovido pela granalha (**Figura 39**).

Figura 38 – Preparação da lâmina para *stress-peening*

Tensões Residuais X Tensão Aplicada no *Stress Peening*

Figura 39 - Tensão residual na superfície da peça após *stress peening* sob diferentes níveis de tensão aplicada, e em quatro diferentes durezas do material base (material SAE 5160) [68]

Pela característica de trabalho das lâminas de mola, somente um dos lados da peça recebe este tratamento. Isso se dá, pois apenas este lado do componente sofrerá tensões de tração pelo uso da mola e, portanto, somente este lado está sujeito ao acúmulo de dano de fadiga (**Figura 40**).

Após o processo de shot-peening, o material segue para a montagem de acessórios, montagem do feixe, e pintura. A pintura, com tinta epóxi, é realizada a fim de proteger o material contra corrosão atmosférica durante o uso.

Figura 40 – Equipamento de shot-peening, com detalhe para os dispositivos de *stress-peening* com as lâminas já posicionadas

Pré-Carga

Uma etapa importante do processo de fabricação de molas é a pré-carga, e que muitas vezes é erroneamente tratado como um simples retrabalho. Durante esta operação, a mola é colocada em uma prensa, e sua altura final é corrigida através de uma carga logo acima do limite de escoamento do material. Além da definição da altura final da mola, esta etapa do processo é importante, pois é gerada uma leve sobrecarga, que por sua tensões residuais de compressão no lado de tração das molas, contribuindo para o retardamento da nucleação e propagação de trincas de fadiga.

CAPITULO 3 – MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAL

O material utilizado no trabalho foi o SAE 9254 produzido pela Gerdau, comum à produção de monolâminas de mola. A composição química da corrida utilizada está de acordo com a **Tabela 3**:

Tabela 3 – Composição química da corrida utilizada.

%C	%Si	%Mn	%Cr	%P	%S	%Cu	%Ni	%Mo	%Al
0,52	1,25	0,64	0,64	0,013	0,005	0,04	0,18	0,03	0,014

A matéria-prima também foi analisada em termos de tamanho de grão, descarbonetação, nível de inclusões, estrutura e dureza. Os resultados encontram-se na **Tabela 4**:

Tabela 4 – Análise da matéria-prima.

Tamanho de Grão [69]	8,0 ASTM
Descarbonetação [70]	Global (1+2+3) até 0,10mm Total (1) até 0,05mm
Estrutura	Perlita + Ferrita
Dureza [71,72]	253 HB
Nível de Inclusões de acordo com escala ASTM [73]	AF=0,5 / AG=0,5 / BF=0,0 / BG=0,0 CF=0,0 / CG=0,0 / DF=0,5 / DG=0,0

Todos os parâmetros de matéria-prima controlados pelo laboratório mostraram-se dentro do esperado comparando-se com valores históricos, garantindo a representatividade do material em relação a todos os lotes produzidos até então. Esta garantia é importante, pois assim as variáveis de interesse a serem estudadas (processo de shot-peening x tensões residuais de compressão x vida em fadiga) estão significativamente isoladas.

Além dos parâmetros de matéria-prima controlados e dentro das especificações, é preciso garantir que as variáveis de processo também estejam estáveis para todas as amostras. Portanto, todas as lâminas foram produzidas em conjunto, de acordo com o processo normal de conformação e têmpera, com os parâmetros de processo fixados de acordo com a **Tabela 5**.

Tabela 5 – Parâmetros de processo para a produção das amostras.

Temperatura de Laminação (°C)	950° C
Temperatura de Austenitização p/ Têmpera (°C)	900° C
Temperatura do Óleo de Têmpera (°C)	49° C
Temperatura de Revenimento (°C)	430° C
Dureza média das Peças no Lado Direito	484 HB
Dureza média das Peças no Centro	495 HB
Dureza média das Peças no Lado Esquerdo	493 HB

3.2 METODOLOGIA

Foram produzidas 100 peças, de acordo com o desenho de uma monolâmina parabólica conhecida, atualmente aplicada em um veículo compacto nacional.

A lâmina parabólica possui um perfil de espessuras a fim de manter a tensão constante ao longo do comprimento da mola. Portanto, durante os ensaios de fadiga, a tensão máxima e mínima será constante ao longo do comprimento da peça.

A fornecedora da granalha de aço esférica fundida é a IKK do Brasil, e está dentro da faixa de dureza especificada para shot-peening de molas (520 a 640 HV). As classes de distribuição granulométrica utilizadas estão de acordo com a **Tabela 6**:

Tabela 6 – Especificação granulométrica da granalha esférica IKK utilizada no trabalho [74].

ASTM E11-70 (Peneira)	Abertura da Peneira (mm)	SAE S390	SAE S330	SAE S280	SAE S230	SAE S170	SAE S110
12	1,700	0	-	-	-	-	-
14	1,400	5% máx	0	-	-	-	-
16	1,180	-	5% máx	0	-	-	-
18	1,000	85% mín	-	5% máx	0	-	-
20	0,850	96% mín	85% mín	-	10% máx	0	-
25	0,710	-	96% mín	85% mín	-	10% máx	-
30	0,600	-	-	96% mín	85% mín	-	0
35	0,500	-	-	-	97% mín	-	10% máx
40	0,425	-	-	-	-	85% mín	-
45	0,355	-	-	-	-	97% mín	-
50	0,300	-	-	-	-	-	80% mín
80	0,180	-	-	-	-	-	90% mín
120	0,125	-	-	-	-	-	-
Tamanho Nominal (mm)		1,0	0,8	0,7	0,6	0,4	0,3

As peças foram submetidas a diversas condições de shot-peening utilizando diferentes tipos de gralha, com e sem aplicação de pré-tensionamento (*stress peening*), e realizando o jateamento duplo e simples, de acordo com a **Tabela 7**.

Tabela 7 – Condição de shot-peening das amostras.

	Tipo de Gralha: 1º Jateamento	Tipo de Gralha: 2º Jateamento	<i>Stress Peening</i>
Condição 1	S330	-	Sim
Condição 2	S330	-	Não
Condição 3	S330	S230	Sim
Condição 4	S330	S230	Não
Condição 5	S390	S230	Sim
Condição 6	S390	S230	Não
Condição 7	S330	S170	Sim
Condição 8	S390	S170	Sim
Condição 9	S330	S110	Sim
Condição 10	S390	S110	Sim

Vale lembrar que para cada condição foram produzidas dez lâminas, três para análise de tensões residuais e sete para ensaio de fadiga. Foram escolhidas sete amostras para fadiga a fim de minimizar influência da dispersão natural dos resultados deste tipo de ensaio, e fazer com que a média tenha um desvio padrão aceitável [75], mesmo motivo que foram escolhidas três lâminas diferentes em cada grupo para medição das tensões residuais.

Para o jateamento, em todos os casos foi usada gralha nova, evitando a influência do desgaste das partículas e qualquer distribuição granulométrica

fora do esperado. Todas as peças foram processadas na mesma linha de shot-peening, em temperatura ambiente.

Para garantia da cobertura de shot-peening, todas as peças foram checadas com um medidor de cobertura modelo TCV-2A da Toyo Seiko Co. Ltd., que mede a cobertura através de diferenças de cor na superfície jateada. E em todos os casos foram atingidos valores de pelo menos 100%, todos similares entre si. De acordo com o fabricante e com as boas práticas já consagradas, valores acima de 95% de cobertura são satisfatórios [76].

Para evitar a influência da oxidação superficial, todas as peças foram pintadas com tinta epóxi comum ao processo de produção de molas em lâmina, e condicionadas de forma a não sofrerem qualquer tipo de ataque mecânico, químico ou atmosférico.

Todas as lâminas foram ensaiadas em fadiga em frequência e amplitude constante, e com os seguintes parâmetros de teste demonstrados na **Figura 41**. Estes parâmetros foram definidos pela montadora, e representam a carga mínima (*rebound*), carga nominal (*design load*), e carga máxima (*jounce*) em que a mola estará sujeita durante seu uso, e seus respectivos deslocamentos e tensões máximas.

Figura 41 – Esquema do ensaio de fadiga com as cargas, deslocamentos e tensões utilizados

Os ensaios de fadiga foram realizados nas dependências da empresa ThyssenKrupp Bilstein Brasil, mais precisamente no setor de amostras e protótipos, em um mesmo banco de testes de fadiga. Em todos os casos foi utilizada uma frequência constante de 1 Hz para os ensaios. O procedimento de preparação para o ensaio consiste em se medir as cargas referentes às tensões da **Figura 41** em uma balança, e transformadas em uma amplitude de deslocamento da mola (altura de *rebound* e altura de *jounce*). O que é controlado durante o teste de fadiga é justamente a amplitude de deslocamento definido.

As análises de falha e os ensaios de metalografia das amostras foram realizados no laboratório de metalografia da ThyssenKrupp Bilstein Brasil, utilizando um microscópio da marca Olympus modelo BX51M. Para o ataque químico visando revelar a microestrutura foi utilizado Nital 3% (3% HNO_3 + 97% Álcool Etílico 92,8), após lixamento e polimento das amostras. As áreas de fratura foram preservadas durante a observação, a fim de detectar qualquer influência externa na falha do componente (inclusões, trincas de têmpera, defeitos de laminação, batidas e riscos após o shot-peening, etc.).

Todas as amostras tiveram suas rugosidades medidas com o rugosímetro SJ-400 Mitutoyo do laboratório de metrologia da ThyssenKrupp Bilstein Brasil. O procedimento de medição foi realizado em duas regiões diferentes das peças, e o resultado final calculado através de uma média aritmética simples,

As três lâminas de cada condição de jateamento tiveram seus perfis de tensões residuais analisados pela técnica de difração de raios-x, com o método $\text{sen}^2\psi$. Pelas dimensões das lâminas, amostras foram retiradas para a medição, todas de uma mesma região padrão nas peças (**Figura 42**). Para evitar qualquer tipo de aquecimento durante o corte, foi usada uma serra com líquido refrigerante. A dimensão das amostras cortadas (50 mm x 50 mm) foi baseada na área máxima do porta-amostras, visando também evitar a

influência da área de corte na região de medição (sempre na área central das amostras).

Figura 42 – Região da retirada dos corpos de prova para difração de raios-x

Para a medição por raios-x o equipamento utilizado é o modelo DMAX 2000 da marca Rigaku, com tubo de anodo de Cromo em tensão de 40 kV e corrente de 20 mA, do laboratório de difração de raios-x do Centro de Ciência e Tecnologia de Materiais do IPEN/CNEN-SP (Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares), como mostrado na **Figura 43**.

Visando garantir resolução e confiabilidade suficientes nos resultados, foram seguidos alguns procedimentos já consagrados deste laboratório: para a aplicação do método $\text{sen}^2\psi$, foi utilizada a variação em ψ de -50° a $+50^\circ$, com intervalos de 10° ; e foi usado como parâmetro inicial o ângulo 2θ de $156,41^\circ$, de acordo com a distância interplanar de $1,1702 \text{ \AA}$ para o plano $2\ 1\ 1$ (neste plano, esta distância interplanar é válida para a estrutura martensítica).

Figura 43 – Montagem da amostra no difratômetro de raios-x para análise de tensão residual (IPEN/CNEN-SP) [77]

Para o levantamento do perfil de tensões, foi utilizada a técnica de remoção de camadas através de ataque químico superficial. Foram objetivadas nove profundidades diferentes de medição (0,00mm / 0,02mm / 0,04mm / 0,06mm / 0,10mm / 0,15mm / 0,20mm / 0,25mm / 0,30mm), e para isso foram utilizados seis tempos diferentes em cada ataque químico (descontando a profundidade de 0,00mm). O reagente utilizado foi uma mistura de água destilada e HNO_3 (50% HNO_3 + 50% água destilada), e o tempo médio de exposição para cada profundidade estão mostrados na **Tabela 8**.

Tabela 8 – Tempo médio de exposição x profundidade de remoção

Tempo de Exposição Médio (s)	42	84	126	210	315	420	530	650
Profundidade (mm)	0,02	0,04	0,06	0,10	0,15	0,20	0,25	0,30

CAPITULO 4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 RUGOSIDADE

Os resultados de rugosidade das peças, medidos após o processo final de shot-peening, encontram-se na **Tabela 9**. Foram realizadas duas medidas por amostra, e três amostras por condição de shot-peening, e a média e desvio padrão calculadas a partir de todos estes resultados.

Tabela 9 – Média da rugosidade das amostras (Rz, Ra e Rt).

	Tipo de Granalha: 1º Jateamento	Tipo de Granalha: 2º Jateamento	Rugosidade de Profundidade Média Rz	Rugosidade Média Ra	Rugosidade Total Rt
Condição 1	S330 c/ Stress	-	41,3 +/- 2,3	7,07 +/- 0,49	52,5 +/- 3,1
Condição 2	S330	-	45,7 +/- 6,4	8,73 +/- 0,61	59,6 +/- 5,9
Condição 3	S330 c/ Stress	S230	37,5 +/- 4,1	5,24 +/- 0,42	41,7 +/- 2,5
Condição 4	S330	S230	38,1 +/- 2,0	5,98 +/- 0,29	45,8 +/- 2,9
Condição 5	S390 c/ Stress	S230	35,5 +/- 2,1	5,52 +/- 0,37	46,1 +/- 3,5
Condição 6	S390	S230	34,1 +/- 2,5	5,96 +/- 0,47	40,7 +/- 3,2
Condição 7	S330 c/ Stress	S170	37,1 +/- 7,0	6,71 +/- 0,65	46,9 +/- 5,6
Condição 8	S390 c/ Stress	S170	33,3 +/- 5,9	6,02 +/- 0,49	47,8 +/- 4,4
Condição 9	S330 c/ Stress	S110	33,2 +/- 2,1	5,52 +/- 0,31	41,1 +/- 3,7
Condição 10	S390 c/ Stress	S110	31,9 +/- 1,8	5,99 +/- 0,36	43,3 +/- 2,6

Pode-se perceber que, como esperado, as amostras que sofreram o duplo jateamento apresentaram uma rugosidade superficial média menor. Este resultado representa uma menor quantidade de “picos” e “vales” nestas

amostras, de acordo com a **Figura 44**. Quando são comparados os resultados entre o duplo shot-peening com granalha S230 e com granalha S170/S110, pode-se notar que as segundas produzem uma rugosidade superficial similar ou ligeiramente menor do que a primeira. Entre todas as peças com e sem *stress peening*, não foi observada qualquer diferença significativa nos resultados encontrados.

Figura 44 – Perfil superficial de rugosidade de uma amostra com shot-peening simples (a), com duplo shot-peening usando granalha S230 (b), com duplo shot-peening usando granalha S170 (c), e com duplo shot-peening usando granalha S110 (d)

4.1 VIDA EM FADIGA

Os resultados de vida em fadiga encontram-se na **Tabela 10**. Para fins de comparação e análise, foi escolhida a vida B50 de acordo com a distribuição

de Weibull, ou seja, o valor de ciclos característico onde 50% irão sobreviver, em um intervalo de confiança de 90%. Este parâmetro é amplamente utilizado pela indústria de molas, e foi escolhido no presente trabalho para que seus resultados possam ser comparados com o histórico de outras peças e modelos.

Tabela 10 – Vida em fadiga B50 das amostras e valores de β .

	Tipo de Granelha: 1º Jateamento	Tipo de Granelha: 2º Jateamento	Vida em Fadiga B50 e Valores Limite (Intervalo de Confiança = 90%)	Parâmetro de forma β
Condição 1	S330 c/ Stress	-	216.461 (180.534 – 304.472)	4,1
Condição 2	S330	-	23.972 (21.718 – 30.970)	6,1
Condição 3	S330 c/ Stress	S230	58.233 (50.387 – 73.864)	5,3
Condição 4	S330	S230	26.611 (22.145 – 38.780)	3,8
Condição 5	S390 c/ Stress	S230	93.995 (73.593 – 134.748)	3,3
Condição 6	S390	S230	40.892 (35.840 – 47.966)	6,5
Condição 7	S330 c/ Stress	S170	293.519 (243.454 – 433.620)	3,8
Condição 8	S390 c/ Stress	S170	394.731 (331.154 – 594.235)	3,7
Condição 9	S330 c/ Stress	S110	317.887 (269.687 – 436.526)	4,4
Condição 10	S390 c/ Stress	S110	427.508 (336.212 – 641.862)	3,1

Nas **Figuras 45 e 46**, os mesmos resultados são mostrados graficamente. Para um intervalo de confiança de 90%, os valores limite mínimos e máximos foram proporcionais para todas as condições de amostras, com os limites inferiores de aproximadamente 10% a 20% menores do que a vida B50, e os limites superiores de aproximadamente 30% a 50% maiores do que a mesma vida B50.

Figura 45 – Vida em fadiga B50 das amostras, mostrando o resultado e seus valores limite de acordo com o intervalo de confiança de 90%

Em termos de vida em fadiga, o duplo shot-peening das condições 3, 4, 5 e 6 se mostrou ineficiente. Não somente a vida em fadiga não aumentou comparando-se com os resultados do shot-peening simples da condição 1, mas sim diminuiu drasticamente.

Já os processos de duplo jateamento das condições 7, 8, 9 e 10 já demonstraram um aumento significativo na vida em fadiga, também se compararmos com os resultados da condição 1 de jateamento simples.

Com base nisso, pode-se afirmar que o tamanho da granalha do segundo shot-peening é um fator decisivo nos resultados, e que apenas a melhora na rugosidade observada na **Tabela 9** não foi suficiente para explicar o impacto positivo na durabilidade. Quando uma granalha mais fina foi utilizada (S170 e S110), os resultados da literatura e de toda a experiência com molas

helicoidais e outros tipos de componentes automotivos se confirmaram [3,4,19,78,79]. Portanto, o uso de uma granalha fina intermediária (S230) provocou uma mudança mais profunda e negativa do que o objetivo inicial, que era somente a atenuação da rugosidade superficial e melhora geral da condição da superfície criada no primeiro shot-peening.

Os resultados das condições com e sem *stress peening* seguiram os resultados da literatura para o jateamento simples, demonstrando um aumento de aproximadamente 800% na vida em fadiga destas amostras [5]. Já para o *stress peening* aplicado durante o duplo shot-peening, o aumento foi menor, de 230% a 240%.

Em relação ao parâmetro β de Weibull, que representa mais diretamente a dispersão dos resultados de fadiga e a forma da curva de Weibull, os resultados encontram-se na **Figura 46**.

Figura 46 – Parâmetro β de Weibull versus a vida em fadiga B50, em ordem decrescente de vida

Pode-se perceber que a dispersão dos resultados, de uma maneira geral, foi menor nas peças com falhas mais prematuras. Porém, a condição 4 e a condição 5 tiveram falhas precoces e, mesmo assim, valores de β demonstrando uma dispersão de resultados mais próxima da dispersão das peças de maior vida média.

No **APENDICE I** encontram-se todas as distribuições dos resultados de fadiga para cada condição, informações estas resumidas na **Tabela 10**.

4.3 TENSÕES RESIDUAIS

Todos os resultados apresentados são uma média simples da medição em três peças diferentes, sempre na mesma região e com a mesma profundidade de remoção. Foram calculados os desvios padrão para todas as médias, e os resultados ficaram sempre dentro de uma amplitude de 0 MPa a 50 MPa, desvio este dentro do erro normal da técnica de raios-x [80].

Primeiramente foram realizadas medições de tensão residual superficial em todas as amostras, nas direções longitudinal e transversal (**Figura 47**). Para molas em lâmina, a tensão residual mais importante é a longitudinal, que está tanto na direção da aplicação do esforço de flexão, quanto na direção da pré-tensão aplicada nas condições de *stress peening*. Porém, a fim de conferir os resultados, e verificar a eficácia do *stress peening*, estas análises comparativas foram realizadas.

Figura 47 – Tensão residual superficial na direção longitudinal e transversal das amostras, em ordem decrescente de vida em fadiga B50

Pode-se perceber que as peças sem *stress peening* apresentaram os mesmos valores de tensão residual nas duas direções, confirmando a condição isotrópica. Já nas peças com *stress peening*, como esperado, as tensões residuais de compressão na direção longitudinal foram incrementadas com o pré-tensionamento, e a direção transversal se manteve inalterada. Porém, quando é aplicado o duplo shot-peening, há um alívio de tensões na direção longitudinal, anulando o efeito do *stress peening* (a condição 2, 3, 4, 5 e 6 apresentaram resultados semelhantes).

Os resultados gerais da medição do perfil de tensões residuais por raios-x encontram-se na **Figura 48**.

Figura 48 – Perfis de tensão residual para as 10 condições de shot-peening, versus profundidade. (as linhas são apenas guias para os olhos)

Para melhor visualizar os resultados, a **Figura 48** será dividida em três figuras diferentes, cada uma demonstrando um tipo de resultado distinto.

A **Figura 49** mostra a influência do *stress peening* no perfil de tensões residuais. Podemos perceber que, como esperado, o efeito do *stress peening*, quando utilizamos os mesmos parâmetros de processo, é de aumentar o nível de tensões compressivas de uma maneira geral. Tanto o pico máximo, quando o nível de tensões na superfície, foi amplificado na mesma ordem de grandeza.

Figura 49 - Perfis de tensão residual para duas condições de shot-peening simples, com e sem *stress peening*. (as linhas são apenas guias para os olhos)

Para discutirmos o efeito do duplo shot-peening, primeiramente foi feita uma comparação das curvas de tensão residual entre as condições sem *stress peening* (**Figura 50**). As três curvas foram similares, demonstrando que o segundo shot-peening pouco alterou o perfil das mesmas. Como esperado, a condição 6 tem uma leve vantagem em relação as outras duas em termos de tensões residuais de compressão, resultado este que é aderente aos resultados de durabilidade (vida B50 da condição 6 de 60% a 70% maior do que a vida B50 das condições 2 e 4) .

Figura 50 – Perfis de tensão residual para três condições de shot-peening sem *stress*. (as linhas são apenas guias para os olhos)

Já o efeito do duplo shot-peening sob tensão foi, em grande parte da curva, de alívio de tensões. Quanto maior o tamanho da granalha do segundo shot-peening, maior o efeito de alívio de tensões de compressão (**Figura 51**). Isso explica as quebras prematuras e uma vida em fadiga até dez vezes menor nas condições onde a granalha do segundo jateamento era S230 (condição 3 e condição 5), quando comparado com o *stress peening* simples.

Figura 51 – Perfis de tensão residual para as condições de shot-peening com *stress*, comparando o simples (condição 1) com os duplos. (as linhas são apenas guias para os olhos)

O efeito de alívio de tensões aconteceu em todas as amostras de duplo shot-peening com *stress*. Excepcionalmente, as condições de 7 a 10 também sofreram com o alívio de tensões, porém apenas em regiões subsuperficiais (iniciando a partir de aproximadamente 0,03mm). Na superfície, a tensão residual destas condições superou a tensão residual da amostra de controle (condição 1), como já discutido por outros autores [81].

Este alívio de tensões pode ser explicado por três motivos. O primeiro está relacionado com a manutenção do equilíbrio de forças no material. Quando o segundo jateamento é aplicado com gralha de menor energia (S170/0,4mm ou S110/0,3mm), as camadas mais externas do material tendem a sofrer um encruamento ainda maior, levando a um aumento das tensões compressivas nestas regiões. Para manter o equilíbrio de forças internas no

material, as camadas subsequentes tendem a mover-se no sentido das tensões de tração [82].

O segundo motivo está relacionado com o aquecimento localizado gerado pelo segundo peening, quando este é realizado utilizando maiores energias de impacto (no caso, maior diâmetro de granalha). Este aquecimento pode levar a uma redistribuição e um alívio das tensões residuais compressivas no material somente nas camadas mais superficiais [83].

O terceiro motivo está ligado à relaxação das tensões residuais compressivas durante esforço cíclico. Alguns autores observaram um forte alívio de tensões após alguns ciclos de carga (inclusive depois apenas do primeiro ciclo) [84,85,86]. Quando é aplicado o stress peening para o segundo peening, este carregamento pode ser considerado como um ciclo de carregamento e descarregamento, relaxando parte das tensões residuais impostas no primeiro peening.

Se a intensidade ou a energia cinética transmitida pela granalha for excessiva, como no caso da granalha de 0,6mm (S230), além dos mecanismos acima descritos, existe uma deformação plástica massiva na superfície do material. Estes altos níveis de deformação plástica levam a um alívio de tensões generalizado, como observado na **Figura 50**.

4.4 MATRIZ DE RESULTADOS

Primeiramente, os resultados de rugosidade estão relacionados em ordem decrescente de durabilidade na **Tabela 11**:

Tabela 11 – Rugosidade x vida em fadiga das amostras (em ordem decrescente de durabilidade).

	1º Jateamento	2º Jateamento	Rz	Ra	Rt	Vida B50 (ciclos)
Condição 10	S390 c/ Stress	S110	31,9	5,99	43,3	427.508
Condição 8	S390 c/ Stress	S170	33,3	6,02	47,8	394.731
Condição 9	S330 c/ Stress	S110	33,2	5,52	41,1	317.887
Condição 7	S330 c/ Stress	S170	37,1	6,71	46,9	293.519
Condição 1	S330 c/ Stress	-	41,3	7,07	52,5	216.461
Condição 5	S390 c/ Stress	S230	35,5	5,52	46,1	93.995
Condição 3	S330 c/ Stress	S230	37,5	5,24	41,7	58.233
Condição 6	S390	S230	34,1	5,96	40,7	40.892
Condição 4	S330	S230	38,1	5,98	45,8	26.611
Condição 2	S330	-	45,7	8,73	59,6	23.972

Pode-se perceber que nenhum método de avaliação de rugosidade (Rz, Ra e Rt) se mostrou aderente com os resultados de vida em fadiga. Portanto, dentro da amplitude dos valores acima mencionados, a rugosidade teve pouco ou nenhum efeito na vida em fadiga das amostras.

A **Figura 52** apresenta o resultado de tensões residuais na superfície versus a vida em fadiga das amostras. Pode-se perceber uma relação entre os resultados, com uma tendência de maiores tensões de compressão superficiais levarem a maiores vidas em fadiga.

Figura 52 – Relação entre tensão residual compressiva superficial e vida em fadiga, em ordem decrescente de vida em fadiga B50

Para estudar melhor esta relação da durabilidade com os perfis de tensão residual, as condições de shot-peening que obtiveram os melhores resultados de vida em fadiga (condições 10, 8, 9, 7 e 1) foram isoladas na **Figura 53**. Além disto, foram isolados também apenas os dois primeiros pontos medidos (superfície e profundidade de aproximadamente 0,03mm), justamente as regiões das curvas onde as peças com duplo shot-peening superaram a condição 1 em termos de tensões residuais de compressão.

Figura 53 - Perfis de tensão residual para as condições de shot-peening que igualam ou superam a durabilidade do jateamento com *stress* simples (condição 1). (as linhas são apenas guias para os olhos)

A condição 10 (S390 + S110 com *stress*) foi a que apresentou maior tensão residual de compressão na superfície, e sua vida em fadiga B50 foi a maior entre todas as outras condições. Isso significa que a durabilidade de uma mola produzida com as características mecânicas das amostras do trabalho é fortemente influenciada pelas tensões residuais compressivas superficiais.

Em profundidades maiores, a influência das tensões residuais compressivas fica diminuída, como claramente pode-se observar na **Figura 51**. A condição 1 tem uma intensidade de tensão residual maior do que as condições 7, 8, 9, e 10, a partir de aproximadamente 0,03mm (0,02mm a 0,04mm) de profundidade até 0,24mm, e mesmo assim teve vida em fadiga menor.

Todas estas evidências apontam para que a durabilidade de uma mola de suspensão sofre uma grande influência no modo de nucleação de trincas de fadiga (superfície até aproximadamente 0,03mm), e uma baixa ou nenhuma influência no modo de propagação (subsuperficial acima de 0,03mm), efeito este já observado por outros autores [87].

A respeito da variação da dispersão dos resultados de fadiga, ou mais precisamente do parâmetro β de Weibull, não houve qualquer aderência com os resultados encontrados quando são analisados isoladamente. Na **Tabela 12** estão os resultados de vida em fadiga em ordem decrescente, as suas rugosidades correspondentes, e seus parâmetros de forma da curva de Weibull. O parâmetro β pode ser usado como um indicador de um padrão de falha das peças, pois ele está diretamente ligado com a forma em que a distribuição das vidas em fadiga está arranjada na curva.

Tabela 12 - Rugosidade x vida em fadiga das amostras (em ordem decrescente de durabilidade) x Parâmetro de forma β .

	1º Jateamento	2º Jateamento	Rz	Ra	Rt	Vida B50 (ciclos)	Parâmetro de forma β
Condição 10	S390 c/ Stress	S110	31,9	5,99	43,3	427.508	3,1
Condição 8	S390 c/ Stress	S170	33,3	6,02	47,8	394.731	3,7
Condição 9	S330 c/ Stress	S110	33,2	5,52	41,1	317.887	4,4
Condição 7	S330 c/ Stress	S170	37,1	6,71	46,9	293.519	3,8
Condição 1	S330 c/ Stress	-	41,3	7,07	52,5	216.461	4,1
Condição 5	S390 c/ Stress	S230	35,5	5,52	46,1	93.995	3,3
Condição 3	S330 c/ Stress	S230	37,5	5,24	41,7	58.233	5,3
Condição 6	S390	S230	34,1	5,96	40,7	40.892	6,5
Condição 4	S330	S230	38,1	5,98	45,8	26.611	3,8
Condição 2	S330	-	45,7	8,73	59,6	23.972	6,1

Com base nos resultados da **Tabela 12**, pode-se observar que nenhum dos três modos de avaliação da rugosidade (R_z , R_a e R_t) apresentou nenhuma relação com a variação do parâmetro β de Weibull. Porém, houve uma tendência na relação entre encruamento e a forma da curva de distribuição de Weibull, onde a maioria das peças com mais encruamento (granalha S390 no primeiro peening) tiveram um padrão similar (**figura 54**).

Figura 54 – Padrão de distribuição nas peças com maior encruamento (A), e menor encruamento (B). As linhas vermelhas são somente guias para os olhos.

Porém, nem todas as peças com maior encruamento no shot-peening tiveram o mesmo tipo de distribuição. Isto ocorreu devido a uma fonte de variação no encruamento das peças antes do jateamento.

Entre todas as etapas do processo de fabricação de molas, os únicos momentos onde ocorre encruamento são no shot-peening, e no ajuste de altura

(pré-carga). O processo de fabricação das molas utilizado gera alguma variação na altura das molas, que deve ser corrigida em uma etapa de pré-carga. Atualmente, o processo envolvido não possui registro de carga utilizada na correção, portanto não há garantias que as peças sofreram o mesmo nível de pré-encruamento antes do shot-peening.

4.5 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

Todas as lâminas, após o rompimento no ensaio de fadiga, sofreram uma análise preliminar de falha, a fim de excluir possíveis rompimentos precoces por motivos alheios ao trabalho (macro-inclusões, danificação mecânica superficial, etc.). As **Figuras 55 e 56** mostram a região de início de quebra de duas lâminas diferentes, e são representativas para todas as amostras. Em nenhum caso houve a incidência de rompimento prematuro fora do usual, devido a alguma das características antes citadas. As figuras detalham as “marcas de catraca” usuais ao rompimento em fadiga de molas em lâmina.

Figura 55 – Exame macro-fractográfico da região de início da quebra de uma amostra na condição 1, com nenhuma causa aparente (aumento de 50x / sem ataque)

Figura 56 – Exame macro-fractográfico da região de início da quebra de uma amostra na condição 9, com nenhuma causa aparente (aumento de 50x / sem ataque)

As **Figuras 57 e 58** apresentam as micrografias, com 100x e 200x de aumento, da região de início de falha da amostra 9 (mesma região apresentada na **Figura 56**). Neste caso, cujo resultado é representativo em relação a todas as outras amostras analisadas, a trinca de fadiga se nucleou em uma remonta de shot-peening, que é naturalmente um defeito concentrador de tensões. Este defeito é intrínseco ao processo de shot-peening [88], e na ausência de outros fatores externos, as quebras de fadiga sempre ocorrem nestas falhas.

Figura 57 - Micrografia da região de início da quebra de uma amostra na condição 9, com as remontas de shot-peening em destaque (ataque: Nital 3%)

Figura 58 – Detalhe das remontas de shot-peening da região de início da quebra de uma amostra na condição 9, com nenhuma causa aparente além da remonta (ataque: Nital 3%)

Em todas as amostras foi observada martensita revenida, com uma estrutura bastante homogênea. O tamanho de grão austenítico encontrado nas peças após o processamento foi 8,0 ASTM, dentro da especificação de fornecimento usual.

A superfície do material apresenta marcas de encruamento, com as já citadas remontas de shot-peening. Além disto, a descarbonetação encontrada na matéria prima se manteve, como esperado. Após o shot-peening, ainda foi observada descarbonetação global (1+2+3) de até 0,10mm, e descarbonetação total (1) de até 0,05mm. Relacionando estes resultados com os resultados de medição de tensões residuais do material, pode-se observar que a

descarbonetação superficial não tem uma influência representativa no perfil de tensões.

CAPITULO 5 – CONCLUSÕES

Para molas em lâmina, a técnica de duplo shot-peening é uma ferramenta que pode resultar em um aumento na vida em fadiga de peças. Porém, este efeito benéfico só é alcançado para granalhas de menor diâmetro no segundo peening (0,4mm e 0,3mm, no caso estudado).

Nas molas em lâmina temperadas e revenidas a baixas temperaturas (altas durezas), submetidas a grandes amplitudes de tensão de trabalho, os mecanismos de nucleação de trincas de fadiga controlam a durabilidade. Os perfis de tensão residual comparados à vida em fadiga das amostras mostram que a durabilidade é fortemente afetada somente por tensões residuais de compressão nas camadas mais externas do material (até aprox. 0,03mm).

Mesmo levando em conta um mecanismo de alívio de tensões agindo abaixo da superfície (aquecimento localizado, plasticidade, rearranjo de tensões residuais), as vidas em fadiga das amostras não sofreram nenhum impacto negativo quando utilizadas granalhas de 0,4mm e 0,3mm de diâmetro no segundo peening (condição 7, condição 8, condição 9, condição 10) reforçando a afirmação de que o impacto da nucleação de trincas de fadiga é bastante sensível para o caso das molas automotivas.

Mecanismos de propagação de trincas, para este tipo de componente, são muito menos importantes para a durabilidade comparando-se com mecanismos de nucleação de trincas. Esta afirmação é reforçada quando observamos os resultados do stress peening simples (condição 1) com vidas em fadiga inferiores às encontradas no duplo peening (condição 7, condição 8, condição 9, condição 10).

CAPITULO 6 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] CALLE G., M.A.; Análise Numérico-Computacional das Tensões Residuais Induzidas pelo Jateamento com Granalha. 2004. 96 p. Dissertação (Mestrado em Eng. Mecânica) – Escola Politécnica, USP, 2004.
- [2] CALLE G., M.A.; Análise Numérico-Computacional das Tensões Residuais Induzidas por Jateamento com Granalha em Molas Automotivas. 2009. 215 p. Tese (Doutorado em Eng. Mecânica) – Escola Politécnica, USP, 2009.
- [3] CURITIBA, J.R.; Análise Comparativa de Vida em Fadiga sob Diferentes Condições de Shot-Peening; Relatório Interno de Pesquisa e Desenvolvimento, ThyssenKrupp Bilstein Brasil, 2006.
- [4] WITHERS, P.; BHADSHIA, K.; Residual Stress, Part 2 – Nature and Origins. Material Science And Technology, Vol. 17, 2001, p 366–375.
- [5] RUY, M.C.; TARPANI, J.R.; MILAN, M.T.; SPINELLI, D.; BOSE, W.W.; The Effect of Warm Shot Peening on the Fatigue Performance of a SAE 5160 Spring Steel. 11th International Conference on Fracture, 2002.
- [6] WANG, Z.; GONG, B.; Residual Stress in the Forming of Materials. Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel, ASM International, 2002, p. 139-149.
- [7] NOYAN, I.C.; COHEN, J.B. Residual Stress - Measurement by Diffraction and Interpretation. New York: Springer-Verlag, 1987.
- [8] OGATA, H.T.S.; Determinação da Influência das Tensões Residuais nas Propriedades de Fadiga em Aço SAE 8620 Processado com Diferentes Propriedades de Camada de Cementação; 2003; Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais) – Universidade Federal do Paraná, UFPR, 2003.

- [9] WANG, R.; XIANGBIN, L.; YONGGUI; Investigation on the Microstructure in Shot-Peening Surface Straining Layer of Materials. First Conference on Shot Peening, 1981, p.185-192.
- [10] WAGNER, L.; LUETJERTNG, G.; Influence of Shot Peening on the Fatigue Behavior of Titanium Alloys. First International Conference on Shot Peening, 1981, p.351-357.
- [11] ZAMRIK, S.Y; PANGBORN, R.N.; Fatigue Damage Assessment using X-ray Diffraction and Life Prediction Methodology. Nuclear Engineering and Design, 116, 1989, p.407-413.
- [12] WANG, S., LI, Y., YAO, M., WANG, R.; Compressive Residual Stress Introduced by Shot Peening. Journal of Materials Processing Technology, vol.73, 1998, pp. 64-73.
- [13] GUROVA, T; TEODÓSIO, J. R; REBELLO, J.M.A; Study of Residual Stress State During Plastic Deformation under Uniaxial Tension in 5.0 Cr and 0.5 Mo Steel, Scripta Materialia, vol.36, n.9, 1997, p. 1031-1035.
- [14] CALLE G., M.A.; ANDRADE, A.M.; BARRIOS, D.B.; ANDRADE, A.H.P.; GONÇALVES, E.; Modelagem Computacional da Influência da Espessura da Peça e a Velocidade de Impacto do Jato no Processo de Jateamento com Granalha. 8º Congresso Iberoamericano de Engenharia Mecânica, 2007.
- [15] DALY, J.J.; JOHNSON, D.E.; Computer-Enhanced Shot Peening. Advanced Materials and Processes, n.5, 1990, p. 49-52.
- [16] WELSCH, W.; Shot Peening Finds Applications prior to Heat Treat Process. Heat Treating, October, 1990.
- [17] YPSILANTS, D.; MAS, C.; CASTEX, L.; Shot Peening Influence on Endurance Limit in Fatigue of the SAE 9254 Steel. Conf. Groupement Français Pour la Analyse des Contraintes par Diffractometrie X, p. 159-183.

- [18] KUMAR, D.; SUBRAT, D.; RADHAKRISHNAN, V.M.; Effect of Shot Peening on Fatigue of a Ni-based Superalloy. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, n. 16, 1987, p. 253-256.
- [19] HOESCH; *Warm geformte Federn – Konstruktion und Fertigung*, 1987.
- [20] FUCHS, H. O.; Regional Tensile Stress as a Measure of the Fatigue Strength of Notched Parts. *Proceedings of the International Conference on Mechanical Behavior of Materials*, Vol. 2, 1971, p. 478-488.
- [21] DALY, J.J.; JOHNSON, D.E.; Computer-Enhanced Shot Peening. *Advanced Materials and Processes*, n. 5, 1990, p. 49-52.
- [22] FRANCHIM, A. S.; CAMPOS, V. S.; TRAVESSA, D. N.; NETO, C. M.; Analytical Modelling for Residual Stresses Produced by Shot-Peening. *Materials and Design*, vol. 30, 2009, p.1556-1560.
- [23] MACHERAUCH, E., KLOOS, K. "Origin, Measurement and Evaluation of residual Stress". *Residual Stress in Science and Technology*, Vol. 1, 1987, p. 3–27.
- [24] VISHAY Measurements Group; *Measurement of Residual Stresses by the Hole Drilling Strain Gauge Method*. Tech Note TN 503-4, Raleigh, N. Carolina, USA, 1993.
- [25] HAUKE, V.; *Structural and Residual Stress Analysis by Nondestructive Methods*. ELSEVIER, 1997.
- [26] WITHERS, P.; BHADRESHIA, K.; Residual Stress, Part 1 – Measurement Techniques. *Material Science And Technology*, Vol. 17, 2001, p. 355–365.
- [27] RUUD, C.; *Measurement of Residual Stresses*. *Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel*, ASM International, 2002,, p. 99–117.
- [28] ALMEN, J.O.; BLACK, P.H.; *Residual Stresses and Fatigue in Metals*. New York, MacGraw Hill, Book Company, 1963.

- [29] ASTM E837-01; Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method, 2001.
- [30] SCHAJER, G.S.; ALTUS, E.; Stress Calculation Error Analysis for Incremental Hole-Drilling Residual Stress Measurements. Journal of Engineering Materials and Technology, Transactions of the ASME, 1996, Vol. 118, p. 120-126.
- [31] RUZOMOVSKY, I.A.; MEDVEDEV, M.V.; FOMIN, A.V.; Methods of Determination of Inhomogeneous Residual Stress Fields. Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel, ASM International, 2002, p. 125-137.
- [32] PREVEY, P.S.; Current Applications of X-Ray Diffraction Residual Stress Measurement; Lambda Technologies; Disponível em:
<http://www.lambdatechs.com/html/resources/214.pdf>
- [33] NOYAN, I.C.; COHEN, J.B.; Residual Stress - Measurement by Diffraction and Interpretation. New York: Springer-Verlag, 1987.
- [34] DAYMOND, M.R.; WITHERS, P.J.; A Synchrotron Radiation Study of Transient Internal Strain Changes During the Early Stages of Thermal Cycling in an Al / SiC_w MMC. Scr. Mater., 1996, Vol. 35, p. 1229 – 1234.
- [35] WITHERS, P.J.; JOHNSON, M.W.; WRIGHT, J.S.; Neutron Strain Scanning Using a Radially Collimated Diffracted Beam. PHYSICA B., 2000, Vol. 292, p. 273-285.
- [36] DREELE, R.B.; Materials Science and Technology- A Comprehensive Treatment, Ed. by R.W.Cahn, P.H. Haasen, E.J. Kramer, v.2B, Part II, Characterization of Materials, Ch. 19, 1994.
- [37] ABUKU, S.; Magnetic Studies of Residual Stress in Iron and Steel Induced by Uniaxial Deformation. Japanese Journal of Applied Physics, 1977, Vol. 16, p. 1161–1170.
- [38] THOMPSON, R.B.; LU, W.Y.; CLARK, A.V.; Handbook of Measurement of Residual Stresses. Society for Experimental Mechanics, 1996, p. 179–224.

- [39] KUDRYAVTSEV, Y.; KLEIMAN, J.; GUSTCHA, O.; Ultrasonic Measurement of Residual Stresses in Welded Railway Bridge. Proceeding of de Structural Materials Technology Conference, 2000, p. 213–218.
- [40] GYEKENYESI, A.L.; BAAKLINI, G.Y.; Thermoelastic Stress Analysis: An NDE Tool for the Residual Stress Assessment of Metallic Alloys. NASA Glenn Research Center, 2000, disponível em:
<http://www.grc.nasa.gov/WWW/RT/RT1999/5000/5900gyekenyesi.html>
- [41] KANDIL, F.A.; LORD, J.D.; FRY, A.T.; GRANT, P.V.; A Review of Residual Stress Measurement Methods. National Physical Laboratory, 2001, Report MATC.A.04.
- [42] SILVA, P.S.C.P.; Comportamento Mecânico e Fratura de Componentes e Estruturas Metálicas. Apostila do Curso de Mecânica dos Materiais, UFPR, 1999.
- [43] SHAMES, I.H.; Introdução a Mecânica dos Sólidos. Editora Prentice Hall do Brasil, 1983.
- [44] VAN VLACK, L. H.; Princípios de Ciências dos Materiais, 4ª Ed. Editora Edgard Blücher Ltda, 1977.
- [45] CALLISTER JR, W.D.; Materials Science and Engineering, 7ª Ed. John Wiley & Sons Inc., 2006.
- [46] SCHÖN, C.G.; Mecânica dos Materiais. Apostila do Curso de Mecânica dos Materiais e Teoria da Plasticidade e da Fratura dos Materiais, 2010.
- [47] HOLPER, B.; MAYER, H.; VASUDEVAN, A.K.; STANZL-TSCHEGG, S.E.; Near Threshold Fatigue Crack Growth at Positive Load Ratio in Aluminium Alloys at Low and Ultrasonic Frequency: Influences of Strain Rate, Slip Behavior and Air Humidity. International Journal of Fatigue, vol. 26, 2004, p.27-38.
- [48] PLEKHOV, O.; PAGGI, M.; NAIMARK, O.; CARPINTERI, A.; A Dimensional Analysis Interpretation to Grain Size and Loading Frequency

Dependencies of the Paris and Wöhler Curves. International Journal of Fatigue, vol. 33, 2011, p.477-483.

[49] SCHÜTZ, W.; A History of Fatigue. Engineering Fracture Mechanics, vol. 54(2), 1996, p. 263-300.

[50] SCHIJVE, J.; Fatigue of Structures and Materials in the 20th Century and the State of the Art. International Journal of Fatigue, vol. 25, 2003, p. 679-702.

[51] RUFFIN A. C.; Fatigue and Fracture, vol. 19, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1996.

[52] MEYERS, M.A.; CHAWLA, K.K.; Mechanical Behavior of Materials. Prentice Hall: New Jersey, 1999.

[53] SCHIJVE, J.; Four Letters on Fatigue Crack Growth: III. Fatigue Crack Propagation, Prediction and Correlation. Engineering Fracture Mechanics, vol. 11, Issue 1, 1979, p. 197-206.

[54] NEWMAN JR, J.C.; The Merging of Fatigue and Fracture Mechanics Concepts: A Historical Perspective. Progress in Aerospace Sciences, vol. 34, Issues 5-6, 1998, p. 347-390.

[55] FORSYTH, P.J.E.; A Unified Description of Micro and Macroscopic Fatigue Crack Behaviour. International Journal of Fatigue, vol. 5, 1983, p. 3-14.

[56] KUNG, C.Y.; FINE, M.E.; Fatigue Crack Initiation and Micro-crack Growth in 2024-T4 and 2124-T4 Aluminum Alloys. Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 10, n. 5, 1979, p. 603-610.

[57] SILVA, J.G.A.; Avaliação Comportamental de Juntas Soldadas de um Aço Estrutural do Tipo SAC 50 Sob Fadiga. Escola de Minas da UFOP, 2001.

[58] RIBEIRO, A.S.; NICKOLL, R.D.; Análise de Falha em Campo de Feixe de Molas Parabólico. Relatório Interno de Qualidade, ThyssenKrupp Bilstein Brasil, 2010.

- [59] WEIBULL, W.; Fatigue Testing and Analysis of Results, Pergamom Press, 1961.
- [60] RONNIGER, C.; Reliability Analysis with Weibull, 2012, disponível em: <http://www.crgraph.com/Weibull11e.pdf>
- [61] FIAT GROUP AUTOMOBILE; Weibull Analysis, Norma 07691, 2008.
- [62] LONGHURST, C.; The Suspension Bible, 2000, disponível em: http://www.carbibles.com/suspension_bible.html
- [63] THYSSENKRUPP BILSTEIN BRASIL.; Apresentação Institucional e Catálogo de Produtos, 2010.
- [64] AL-HUNAIIDI, M.O.; REINER, J.H.; TREMBLAY, M.; 1996. Control of traffic induced vibration in building using vehicle suspension systems. Soil Dyn. Earthquake Eng. 15, pp. 245 – 254, 1996.
- [65] MHANNA, M.; SADEK, M.; SHAHROUR, I.; Numerical modelling of traffic induced ground vibration. Computers and Geotechnics 39, pp. 116 – 126, 2012.
- [66] YAMADA, Y.; Materials for Springs. Japan Society of Springs Engineers, 2007.
- [67] DIN EN10089; Hot Rolled Steels for Quenched and Tempered Springs, 2003.
- [68] MÜLLER, E.; Die Ausbildung von Eigenspannungen an Torsionsproben beim Spannungsstrahlen, Mat.-wiss. u. Werkstofftech. 27, pp. 354, 1996.
- [69] ASTM E112; Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, 2006.
- [70] NBR 11299; Aço: Determinação da Profundidade de Descarbonetação, 1990.
- [71] NBR NM ISO 6506-1; Materiais metálicos: Ensaio de dureza Brinell – Parte 1: Métodos de Ensaio, 2010.

- [72] NBR NM ISO 6508-1; Materiais metálicos: Ensaio de dureza Rockwell – Parte 1: Métodos de Ensaio, 2008.
- [73] ASTM E45; Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel, 2007.
- [74] IKK DO BRASIL; Catálogo de Granalhas, 2010.
- [75] LEE, Y.L.; PAN, J.; HATHAWAY, R.; BARKEY, M.; Fatigue Testing and Analysis – Theory and Practice, Cap. 4, ELSEVIER, 2005.
- [76] TOYO SEIKO CO. LTD.; Coverage Checker Operator's Manual: Model TCV-2A, Primeira Edição, Revisão 1, 2010.
- [77] OLIVEIRA, R. R.; Avaliação da Tensão Residual em Alumínio 7050 Conformado pelo Processo de Peen Forming; 2011. 128 p. Dissertação (Mestrado em Ciências na área de Tecnologia Nuclear - Materiais) – IPEN, 2011.
- [78] BARBOSA, S. C.; SCURACCHIO, B. G.; CURITIBA, J. R.; Redução de Peso de Molas Helicoidais através de Técnicas Especiais de Shot-Peening. XX Congresso Internacional SAE Brasil, 2011.
- [79] OLMÍ, G.; COMANDINI, M.; FREDDI, A.; Fatigue on Shot-Peened Gears: Experimentation, Simulation and Sensitivity Analyses; Strain, vol. 46, 2010, pp.382-395.
- [80] FITZPATRICK, M. E.; FRY, A. T.; HOLDWAY, P.; KANDIL, F. A.; SHACKLETON, J.; SUOMINEN, L.; Measurement Good Practice Guide no. 52: Determination of Residual Stresses by X-ray Diffraction – Issue 2, 2005.
- [81] ZHAN, K; JIANG, C. H.; Surface mechanical properties of S30432 austenitic steel after shot peening; Applied Surface Science, vol. 258, 2012, pp. 9559 – 9563.

[82] KIM, T.; LEE, J.H.; LEE, H.; CHEONG, S.K.; An area-average approach to peening residual stress under multi-impacts using a three-dimensional symmetry-cell finite element model with plastic shots; *Materials Design*, vol. 31, 2010, pp. 50–59.

[83] ROUQUETTE, S.; ROUHAUD, E.; FRANÇOIS, M.; ROOS, A.; CHABOCHE, J. L.; Coupled Thermo-Mechanical Simulations of Shot Impacts: Effects of the Temperature on the Residual Stress Field due to Shot-Peening; *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 209, 2009, pp. 3879-3886.

[84] LIU, J.; YUAN, H.; LIAO, R.; Predictions of fatigue crack growth and residual stress relaxations in shot-peened material; *Materials Science and Engineering A*, vol. 527, 2010, pp. 5962–5968.

[85] Aggarwal, M.L., Agrawal, V.P., Khan, R.A.. A stress approach model for predictions of fatigue life by shot peening on EN45A spring steel; *International Journal of Fatigue*, vol. 28, 2006, pp. 1845–1853.

[86] ZHUANG, W.; HALFORD, G.R.; Investigation of residual stress relaxation under cyclic load. *International Journal of Fatigue*, vol. 23, 2001, pp. S31–S37.

[87] BOURAOUI, C., BEN SGHAIER, R., FATHALLAH, R.; An engineering predictive design approach to high cycle fatigue reliability of shot peened parts; *Materials Design*, vol. 30, 2009, pp. 475–486.

[88] HAYES, M.; Cautionary Tale: Shot-Peening Compression Springs; *The International Magazine of Spring Manufacture*, vol. 48, n. 2, 2009, pp. 54-56.

APÊNDICE I – CURVAS DA FUNÇÃO PROBABILIDADE DE FALHA

As curvas abaixo foram traçadas utilizando o programa Weibull 1.0, de propriedade da ThyssenKrupp Bilstein Brasil. No eixo x está representada a vida em fadiga, e no eixo y está representada probabilidade acumulativa de falha. Na coluna da esquerda estão as vidas de cada uma das sete amostras testadas, e está em destaque na curva a probabilidade B50 (ou 50%) utilizada para as análises do trabalho. Além da função probabilidade de falha (curva central), estão representadas as curvas referentes aos valores limite de acordo com o intervalo de confiança de 90% (máxima e mínima).

ThyssenKrupp Bilstein Suspension GmbH

Weibull-Analyse

Prüfergebnisse
 140087
 157042
 199065
 216096
 244282
 250800
 300816

Datum: 07/20/11 Bearbeiter: Bruno.Scuracchio
 Projekt: S330

Auswertung nach Weibull-VDA-Methodik

Anzahl Prüfergebnisse: 7
 Anzahl Durchläufer: 0
 Überlebenswahrscheinlichkeit q: 50.000 %
 Vertrauensbereich: 90 %
 Lastwechsel Bq: 216461 (180534-304472)
 Ausfallsteilheit b: 4.056 (2.803-5.871)

Figura 59 – Curva para o cálculo da vida B50 das amostras da Condição 1
 (S330 com stress)

ThyssenKrupp Bilstein Suspension GmbH

Weibull-Analyse

Prüfergebnisse
 15312
 23266
 23450
 24812
 26012
 26523
 27050

Datum: 08/22/11 Bearbeiter: Bruno.Scuracchio
 Projekt: S330 sem Stress

Auswertung nach Weibull-VDA-Methodik

Anzahl Prüfergebnisse: 7
 Anzahl Durchläufer: 0
 Überlebenswahrscheinlichkeit q: 50.000 %
 Vertrauensbereich: 90 %
 Lastwechsel Bq: 23972 (21718-30970)
 Ausfallsteilheit b: 6.111 (4.222-8.843)

Figura 60 – Curva para o cálculo da vida B50 das amostras da Condição 2 (S330 sem stress)

ThyssenKrupp Bilstein Suspension GmbH
Weibull-Analyse

Prüfergebnisse 44029 44884 49206 60210 62450 67440 76424	Datum: 07/28/11 Bearbeiter: Bruno.Scuracchio Projekt: S330 + S230 Auswertung nach Weibull-VDA-Methodik Anzahl Prüfergebnisse: 7 Anzahl Durchläufer: 0 Überlebenswahrscheinlichkeit q: 50.000 % Vertrauensbereich: 90 % Lastwechsel Bq: 58233 (50387-73864) Ausfallsteilheit b: 5.314 (3.672-7.691)
--	--

Figura 61 – Curva para o cálculo da vida B50 das amostras da Condição 3
(S330+S230 com *stress*)

ThyssenKrupp Bilstein Suspension GmbH

Weibull-Analyse

Prüfergebnisse
15969
19364
26481
26793
29164
31041
36765

Datum: 08/15/11 Bearbeiter: Bruno.Scuracchio
Projekt: S330 + S230 sem Stress

Auswertung nach Weibull-VDA-Methodik

Anzahl Prüfergebnisse: 7
Anzahl Durchläufer: 0
Überlebenswahrscheinlichkeit q: 50.000 %
Vertrauensbereich: 90 %
Lastwechsel Bq: 26611 (22145-38780)
Ausfallsteilheit b: 3.843 (2.656-5.562)

Figura 62 – Curva para o cálculo da vida B50 das amostras da Condição 4
(S330+S230 sem stress)

ThyssenKrupp Bilstein Suspension GmbH

Weibull-Analyse

Prüfergebnisse
 59469
 62641
 80050
 91394
 102097
 109902
 157455

Datum: 07/20/11 Bearbeiter: Bruno.Scuracchio
 Projekt: S390 + S330

Auswertung nach Weibull-VDA-Methodik

Anzahl Prüfergebnisse: 7
 Anzahl Durchläufer: 0
 Überlebenswahrscheinlichkeit q: 50.000 %
 Vertrauensbereich: 90 %
 Lastwechsel Bq: 93995 (73593-134748)
 Ausfallsteilheit b: 3.333 (2.303-4.823)

Figura 63 – Curva para o cálculo da vida B50 das amostras da Condição 5
 (S390+S230 com stress)

ThyssenKrupp Bilstein Suspension GmbH

Weibull-Analyse

Prüfergebnisse 32551 35550 36678 38582 39242 44142 57877	Datum: 08/12/11 Bearbeiter: Bruno.Scuracchio Projekt: S390 + S230 sem Stress Auswertung nach Weibull-VDA-Methodik Anzahl Prüfergebnisse: 7 Anzahl Durchläufer: 0 Überlebenswahrscheinlichkeit q: 50.000 % Vertrauensbereich: 90 % Lastwechsel Bq: 40892 (35840-47966) Ausfallsteilheit b: 6.505 (4.495-9.413)
--	--

Figura 64 – Curva para o cálculo da vida B50 das amostras da Condição 6
(S390+S230 sem stress)

ThyssenKrupp Bilstein Suspension GmbH

Weibull-Analyse

Prüfergebnisse 172090 225023 267458 301489 336688 338496 405327	Datum: 12/23/11 Bearbeiter: Bruno.Scuracchio Projekt: S330 + S170 Auswertung nach Weibull-VDA-Methodik Anzahl Prüfergebnisse: 7 Anzahl Durchläufer: 0 Überlebenswahrscheinlichkeit q: 50.000 % Vertrauensbereich: 90 % Lastwechsel Bq: 293519 (243454-433620) Ausfallsteilheit b: 3.763 (2.600-5.446)
---	--

Figura 65 – Curva para o cálculo da vida B50 das amostras da Condição 7
(S330+S170 com stress)

ThyssenKrupp Bilstein Suspension GmbH

Weibull-Analyse

Prüfergebnisse
 198323
 371739
 392811
 395465
 410225
 451003
 540931

Datum: 03/12/12 Bearbeiter: Bruno.Scuracchio
 Projekt: S390 + S170

Auswertung nach Weibull-VDA-Methodik

Anzahl Prüfergebnisse: 7
 Anzahl Durchläufer: 0
 Überlebenswahrscheinlichkeit q: 50.000 %
 Vertrauensbereich: 90 %
 Lastwechsel Bq: 394731 (331154-594235)
 Ausfallsteilheit b: 3.747 (2.589-5.422)

Figura 66 – Curva para o cálculo da vida B50 das amostras da Condição 8
 (S390+S170 com *stress*)

ThyssenKrupp Bilstein Suspension GmbH

Weibull-Analyse

Prüfergebnisse
 210561
 252008
 288910
 320730
 346972
 360261
 445386

Datum: 02/13/12 Bearbeiter: Bruno.Scuracchio
 Projekt: S330 + S110

Auswertung nach Weibull-VDA-Methodik

Anzahl Prüfergebnisse: 7
 Anzahl Durchläufer: 0
 Überlebenswahrscheinlichkeit q: 50.000 %
 Vertrauensbereich: 90 %
 Lastwechsel Bq: 319887 (269687-436526)
 Ausfallsteilheit b: 4.408 (3.046-6.379)

Figura 67 – Curva para o cálculo da vida B50 das amostras da Condição 9
 (S330+S110 com *stress*)

ThyssenKrupp Bilstein Suspension GmbH

Weibull-Analyse

Prüfergebnisse
 215860
 371132
 380582
 415821
 428417
 472880
 741095

Datum: 03/12/12 Bearbeiter: Bruno.Scuracchio
 Projekt: S390 + S110

Auswertung nach Weibull-VDA-Methodik

Anzahl Prüfergebnisse: 7
 Anzahl Durchläufer: 0
 Überlebenswahrscheinlichkeit q: 50.000 %
 Vertrauensbereich: 90 %
 Lastwechsel Bq: 427508 (336212-655862)
 Ausfallsteilheit b: 3.140 (2.170-4.544)

Figura 68 – Curva para o cálculo da vida B50 das amostras da Condição 10
 (S390+S110 com stress)