



**Universidade do Estado do Rio de Janeiro**

Centro de Tecnologia e Ciência

Faculdade de Engenharia

Juliana Modesto de Andrade Machado da Rocha

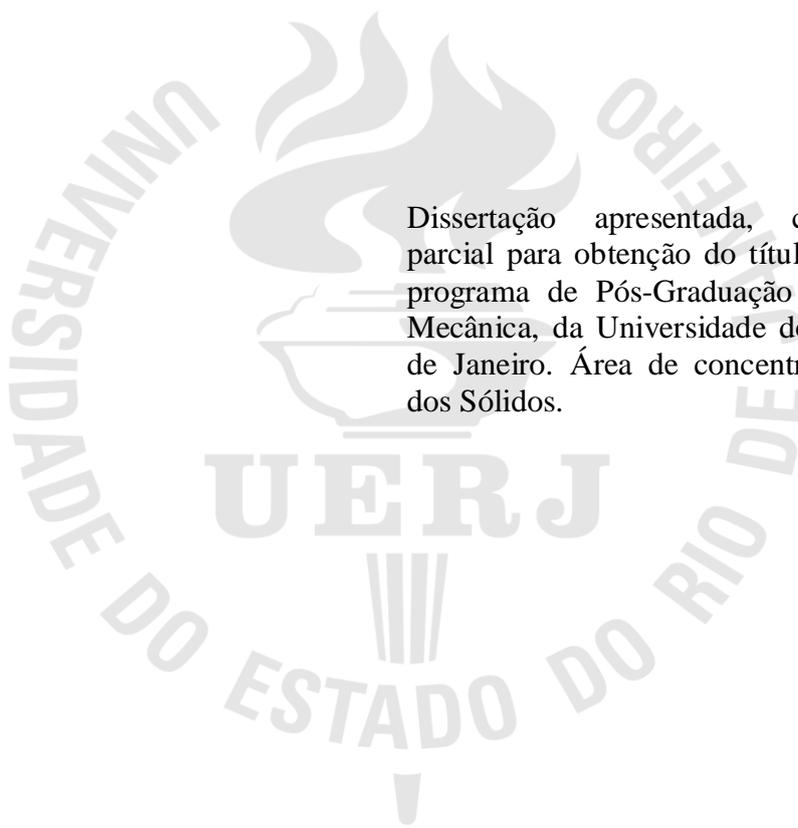
**Análise de falha por fratura em mola de carro torpedo: estudo de caso**

Rio de Janeiro

2019

Juliana Modesto de Andrade Machado da Rocha

**Análise de falha por fratura em mola de carro torpedo: estudo de caso**



Dissertação apresentada, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre, ao programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, da Universidade do Estado do Rio de Janeiro. Área de concentração: Mecânica dos Sólidos.

Orientadora: Prof.<sup>a</sup> Dr.<sup>a</sup> Marília Garcia Diniz

Coorientador: Prof. Dr. André Rocha Pimenta

Rio de Janeiro

2019

CATALOGAÇÃO NA FONTE  
UERJ / REDE SIRIUS / BIBLIOTECA CTC/B

R672 Rocha, Juliana Modesto de Andrade Machado da.  
Análise de falha por fratura em mola de carro torpedo: estudo de caso /  
Juliana Modesto de Andrade Machado da Rocha. – 2019.  
88 f.

Orientadora: Marília Garcia Diniz.

Coorientador: André Rocha Pimenta.

Dissertação (Mestrado) – Universidade do Estado do Rio de Janeiro,  
Faculdade de Engenharia.

1. Engenharia mecânica - Teses. 2. Veículos a motor - Molas e  
suspensão - Teses. 3. Metais - Fadiga - Teses. 4. Microscopia - Teses. 5.  
Análise espectral - Teses. 6. Raios X – Difração. 7. Resistência de  
materiais. I. Diniz, Marília Garcia. II. Pimenta, André Rocha. III.  
Universidade do Estado do Rio de Janeiro, Faculdade de Engenharia. V.  
Título.

CDU 620.17-034.88/89

Bibliotecária: Júlia Vieira – CRB7/6022

Autorizo, apenas para fins acadêmicos e científicos, a reprodução total ou parcial desta tese,  
desde que citada a fonte.

---

Assinatura

---

Data

Juliana Modesto de Andrade Machado da Rocha

**Análise de falha por fratura em mola de carro torpedo: estudo de caso**

Dissertação apresentada, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre, ao programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, da Universidade do Estado do Rio de Janeiro. Área de concentração: Mecânica dos Sólidos.

Aprovada em 18 de dezembro de 2019.

Banca Examinadora:

---

Prof.<sup>a</sup> Dr.<sup>a</sup> Marília Garcia Diniz (Orientadora)  
Faculdade de Engenharia - UERJ

---

Prof. Dr. André Rocha Pimenta  
Instituto Federal de Educação Ciência e Tecnologia - IFRJ

---

Dr. Sandro Rosa Corrêa  
Companhia Siderúrgica Nacional - CSN

---

Prof. Dr. José Roberto Moraes d'Almeida  
Faculdade de Engenharia - UERJ

---

Prof. Dr. Paulo Pedro Kenedi  
Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca

---

Prof. Dr. Sérgio Souto Maior Tavares  
Universidade Federal Fluminense - UFF

Rio de Janeiro

2019

## RESUMO

ROCHA, J. M. A. M. **Análise de falha por fratura em mola de carro torpedo**: estudo de caso. 2019. 88 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia, Universidade do Estado do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2019.

Este trabalho analisou as possíveis causas que levaram à falha prematura de uma mola que compunha o *truck* de um carro torpedo, um veículo utilizado para transporte de ferro gusa do alto-forno até a aciaria de uma usina siderúrgica de grande porte. Para tal, foram utilizadas técnicas de microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV), análise química semi-quantitativa por espectroscopia por dispersão de energia (*Energy Dispersive Spectroscopy* - EDS), análise química quantitativa por fluorescência e combustão, teste de microdureza Vickers (HV), dureza superficial Rockwell na escala N (HRN) e análise de tensões residuais medidas por difração de Raio X na região onde a fratura ocorreu. Também foram refeitos para a mola sob análise, os tratamentos térmicos de têmpera, revenido e *shot peening* industrial, todos com o intuito de simular os tratamentos que haviam sido supostamente feitos na mola original. Confrontados os resultados, pôde-se concluir que o processo que levou à fratura da mola foi um mecanismo de falha por fadiga originado a partir de um defeito na superfície da mesma. Muito embora as tensões residuais na superfície da mola estivessem dentro do esperado para evitar falhas por fadiga a partir de defeitos superficiais, a dureza nesta região do material estava menor do que o especificado motivado por um processo de descarbonetação.

Palavras chave: Molas. Jateamento. Fadiga.

## ABSTRACT

ROCHA, J. M. A. M. **Torpedo car spring fracture failure analysis**: case study. 2019. 88 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia, Universidade do Estado do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2019.

This paper analyzed the possible causes that led to the premature failure of a spring that made up a torpedo truck, a vehicle used to transport pig iron from the blast furnace to the steelworks of a large steel mill. For this purpose, optical microscopy (MO), scanning electron microscopy (SEM), semi-quantitative chemical analysis by Energy Dispersive Spectroscopy (EDS), quantitative fluorescence chemical analysis, Vickers microhardness test (HV), Rockwell hardness at the N measuring scale (HR) and residual stress analysis measured by X-ray diffraction in the region where the fracture occurred were used. The industrial quenching, tempering heat treatments and shot peening were also redone for the spring under analysis, all in order to simulate the treatments that were supposedly done on the original spring. Comparing the results, it can be concluded that the process that led to spring fracture was a mechanism of fatigue failure originated from a defect in the spring surface. Although residual stresses on the spring surface were as expected to prevent fatigue failures from surface defects, the hardness in this region of the material was lower than specified due to a decarburizing process.

Keywords: Springs. *Shot peening*. Fatigue.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Desenho do vagão torpedo que continha a mola que falhou .....	12
Figura 2 - Representação de uma mola helicoidal de compressão .....	16
Figura 3 - (a) Mola helicoidal carregada axialmente; (b) diagrama de corpo livre mostrando que o fio está sujeito a cisalhamento direto e cisalhamento torcional .....	17
Figura 4 - Comparação do comportamento mecânico de um aço mola e um aço estrutural ...	19
Figura 5 - Influência dos parâmetros de <i>shot peening</i> na distribuição das tensões residuais ..	26
Figura 6 - Diagrama tensão vs. deformação simplificado para uma única endentação .....	27
Figura 7 - Exame da superfície da mola jateada com granalhas .....	28
Figura 8 - (a) Variação da intensidade de jateamento e profundidade da indentação com o ângulo de impacto. (b) Efeito do ângulo de impacto na dimensão da indentação na cobertura.....	32
Figura 9 - Turbina de palhetas retas mostrando os abrasivos .....	32
Figura 10 – Efeito do fluxo de jateamento na cobertura .....	33
Figura 11 – Variação da tensão residual com a variação do percentual de cobertura .....	34
Figura 12 – Distinção na superfície de uma mola em SAE 9254. (a) sem shot peening. (b) com shot peening inicial a temperatura ambiente. (c) com shot peening inicial a 300°C.....	35
Figura 13 - Curva tensão versus o número de ciclos (curva SN) .....	35
Figura 14 – Comparação da tensão residual e suas respectivas .....	36
Figura 15 – Análise comparando o local de iniciação da trinca entre molas jateadas com diferentes níveis de compressão .....	37
Figura 16 – Formação da tensão residual do tipo III .....	39
Figura 17 - Representação esquemática do estado de tensões residuais em um aço duplex ...	40
Figura 18 – Principais características do perfil de tensão residual em uma placa jateada .....	41
Figura 19 – Distribuição de tensões residuais no método de remoção de camadas .....	43
Figura 20 – Espalhamento descrito pela Lei de Bragg .....	45
Figura 21 - Fraturas da mola não revestida (esquerda) e revestida (direita) após ensaio de fadiga .....	50
Figura 22 - Fratura da mola revestida onde a fissura é iniciada a partir do lado externo do diâmetro da bobina; seta indica o lugar de início da trinca .....	50
Figura 23 - Fratura da mola não revestida, onde a fissura é iniciada a partir do lado interno do diâmetro da bobina; seta indica o lugar de início da fraturam .....	51

Figura 24 - <i>Shot peening</i> insuficiente, o que gerou a falha por fadiga .....	51
Figura 25 – Superfície de fratura por fadiga. As marcas de praia (modelo de aspecto macroscópico) indicam fadiga como o mecanismo de fratura .....	53
Figura 26 - Efeito da descarbonetação na tensão residual gerada pelo jateamento .....	54
Figura 27 - Descarbonetação de superfície de fios (a) não revestidos e (b) revestidos .....	55
Figura 28 – Mola semelhante à utilizada neste estudo de caso .....	57
Figura 29 – Mola retirada do mesmo lote. Fratura semelhante à estudada neste trabalho .....	60
Figura 30 – Espectro obtido por EDS das energias características dos elementos presentes na amostra da mola .....	64
Figura 31 – Superfície de fratura da mola de um carro torpedo. A seta indica o provável início da fratura. As marcas concêntricas mostram o provável sentido da propagação da trinca .....	67
Figura 32 – Aspecto macrográfico mostrando o início da formação da trinca e a partir dele, a propagação da trinca a cada ciclo de carregamento e a formação das beach marks. As setas indicam o ponto inicial e o sentido de propagação da trinca .....	68
Figura 33 – Região de provável início da falha e que mostra uma pequena deformação. Imagem obtida em MEV, aumento de 100x .....	68
Figura 34 – Aspecto fractográfico da região plana da superfície de fratura. A imagem obtida por MEV evidencia a presença das estrias paralelas. MEV, aumento de 2000x .....	69
Figura 35 – Transição entre a região de propagação cíclica da trinca (parte mais plana à esquerda da imagem) e região final de falha frágil e abrupta (superfície mais rugosa e mais brilhante na imagem, lado direito). MEV, aumento de 50X .....	69
Figura 36 – Região rugosa e com aspecto irregular da fratura mostrada a figura 35 .....	70
Figura 37 – Amostra submetida ao ensaio não destrutivo de líquido penetrante para localização de defeitos superficiais. Nenhum defeito foi encontrado, pois a coloração da região avaliada permaneceu homogênea .....	70
Figura 38 – Medidas de microdureza Vickers realizadas em amostra atacada quimicamente por Nital 5%, tanto na região próxima à superfície do material quanto mais próximas ao núcleo. MO, aumento de 100x .....	74
Figura 39 – Microestrutura da mola fraturada composta por martensita revenida. Região da superfície (parte inferior da imagem) mais clara, evidenciando uma descarbonetação .....	77
Figura 40 – Microestrutura de martensita revenida após tratamento térmico de têmpera e revenido refeitos na etapa de simulação do processo. Regiões com menor teor de carbono não foram visualizadas depois do ataque químico .....	78
Figura 41 – Microestrutura da martensita revenida do interior da mola fraturada .....	79

Figura 42 – Microestrutura do interior da amostra, após tratamento térmico e <i>shot peening</i> , mostrando a presença de grãos agulhados de martensita revenida uniformemente distribuídos .....	79
Figura 43 – Microestrutura da superfície da mola mostrando a região descarbonetada .....	81
Figura 44 – Microestrutura da superfície da mola após tratamento térmico e shot peening. O aspecto microestrutural é homogêneo entre região central e superfície da mola evidenciado que não ocorreu descarbonetação .....	81

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Influência de alguns elementos quando adicionados aos aços.....	20
Tabela 2 – Aplicações mais usuais das granalhas.....	29
Tabela 3 – Características das principais técnicas de medição das tensões residuais.....	48
Tabela 4 – Comportamento dos principais métodos com relação á problemas microestruturais possíveis.....	49
Tabela 5 – Composição química (percentagens em peso) de aço mola SAE51B60.....	58
Tabela 6 – Especificação do líquido penetrante utilizado.....	60
Tabela 7 – Parâmetros utilizados no ensaio de difração de Raio X para medidas de tensões residuais.....	61
Tabela 8 – Parâmetros adotados na operação de <i>shot peening</i> .....	62
Tabela 9 – Elementos presentes no aço mola fraturado e suas percentagens relativas.....	65
Tabela 10 – Elementos químicos encontrados na amostra do aço mola SAE 51B60.....	65
Tabela 11 – Medidas de microdureza (HV) no núcleo do material.....	71
Tabela 12 – Medidas de microdureza (HV) na superfície do material.....	71
Tabela 13 – Medidas de microdureza (HV) na linha radial do material.....	72
Tabela 14 – Medidas de dureza superficial (feitas na superfície da mola fraturada).....	74
Tabela 15 – Medidas de dureza na superfície após simulação de tratamento térmico e <i>shot peening</i> .....	75
Tabela 16 – Medidas de dureza no bulk (interior) da amostra após simulação de tratamento térmico e <i>shot peening</i> .....	76

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ASM	<i>American Society for Metals</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
EDS	<i>Energy Dispersive Spectroscopy</i>
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia ótica
NBR	Norma Brasileira Regulamentadora

## SUMÁRIO

<b>INTRODUÇÃO</b> .....	12
<b>1 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	15
1.1 – <b>Molas</b> .....	15
1.1.1 – <u>Molas helicoidais de compressão</u> .....	16
1.2 - <b>Aços mola</b> .....	18
1.2.1 - <u>Composição química do aço mola</u> .....	19
1.3 - <b>Processo de têmpera e revenido</b> .....	20
1.4 – <b>Conformação do arame em mola</b> .....	23
1.5 - <b>Alívio de tensões</b> .....	24
1.6 - <b>Shot peening ou jateamento por impacto de partículas</b> .....	24
1.6.1 – <u>Influência da granalha</u> .....	27
1.6.1.1 - Granalhas esféricas – aço fundido .....	29
1.6.1.2 - Granalhas de arame cortado .....	30
1.6.2 – <u>Dimensões da indentação e seus efeitos</u> .....	31
1.6.3 – <u>Velocidade da granalha</u> .....	32
1.6.4 – <u>Cobertura de jateamento</u> .....	33
1.6.5 - <u>Efeito da temperatura da peça durante o jateamento</u> .....	34
1.6.6 - <u>Jateamento com a mola comprimida</u> .....	36
1.7 - <b>Tensões residuais</b> .....	38
1.7.1 - <u>Técnicas para medição de tensões residuais</u> .....	41
1.7.1.1 – Técnicas destrutivas .....	42
1.7.1.2 - Técnicas não destrutivas .....	44
1.8 – <b>Principais causas de falhas em molas</b> .....	49
1.8.1 – <u>Fadiga</u> .....	52
1.8.2 – <u>Descarbonetação</u> .....	53
1.8.3 – <u>Corrosão</u> .....	55
1.8.4 – <u>Imperfeições superficiais</u> .....	55
<b>2 – MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	57
2.1 – <b>Material</b> .....	57
2.2 - <b>Preparação das amostras</b> .....	58
2.3 – <b>Análise química semi-quantitativa</b> .....	59

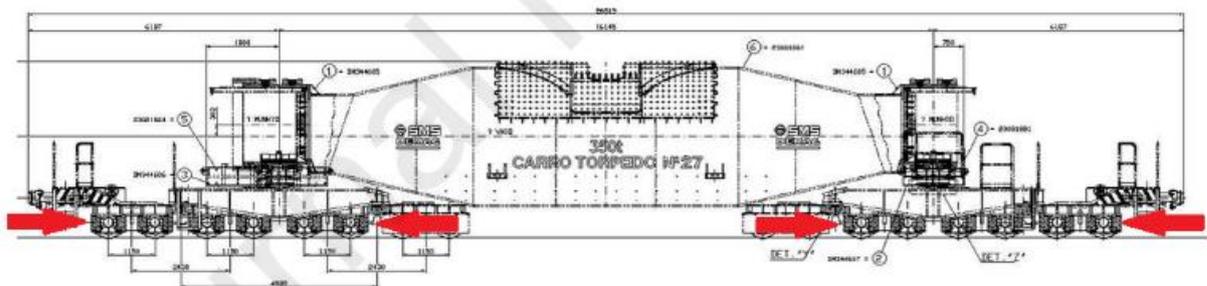
2.4 – Análise química quantitativa .....	59
2.5 – Análise macrográfica .....	59
2.6 - Análise fractográfica .....	59
2.7 – Análise microestrutural .....	59
2.8 – Ensaio com líquido penetrante .....	60
2.9 – Ensaio de microdureza Vickers .....	60
2.10 - Dureza Rockwell .....	61
2.11 - Ensaio de difração de Raio X .....	61
2.12 – Simulação do tratamento industrial de têmpera, revenido e <i>shot peening</i> .....	62
<b>3 - RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>64</b>
3.1 – Análise química semi-quantitativa .....	64
3.2 – Análise química quantitativa .....	65
3.3 – Análise da falha .....	67
3.4 – Ensaio com líquido penetrante .....	70
3.5 - Ensaio de microdureza Vickers .....	71
3.6 – Comparação entre resultados obtidos da peça fraturada e das amostras após simulação do <i>shot peening</i> .....	74
3.6.1 - <u>Ensaio de dureza superficial Rockwell</u> .....	74
3.6.2 – <u>Análise de tensões residuais</u> .....	76
3.6.3 – <u>Análise microestrutural</u> .....	77
<b>CONCLUSÃO .....</b>	<b>82</b>
<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>83</b>
<b>REFERÊNCIAS .....</b>	<b>84</b>

## INTRODUÇÃO

A análise de falhas em materiais pode ser feita por meio do uso de metodologias que identifiquem os motivos causadores do problema: de seleção de materiais, de projeto, de fabricação ou de abuso na utilização. Uma das metodologias para análise de falhas consiste na investigação de um componente que já falhou, identificando-se os mecanismos causadores do dano e com isso minimizando falhas futuras com a correção do problema (JAMADAR, 2018).

A literatura possui diversos trabalhos sobre falhas em molas, relatando diversas razões, como tratamento térmico inadequado, vibração anormal causada pela frequência da mola helicoidal e ressonância, problemas no processo de fabricação (MUKHOPADHYAY, U.; BHATTACHARYA, S., 2018), corrosão, composição química inadequada ou processo metalúrgico do material, ou uma combinação destes. O mecanismo de falha de mola mais comum é uma falha por fadiga. A fratura por fadiga pode ser decorrente de uma ampla gama de problemas, conforme descrito em alguns trabalhos (FUENTES, J.; AGUILAR, H.; RODRÍGUEZ, J., 2008) e geralmente está associado à imperfeições nas superfícies. A análise de falhas visa evitar ocorrências semelhantes no futuro, evitando acidentes, danos ambientais e reduzindo perdas econômicas devido à interrupção da produção da planta.

O objetivo deste trabalho foi analisar os motivos que levaram a falha ocorrida em uma mola de compressão localizada no *truck* de um carro torpedo, equipamento que transporta ferro gusa no estado líquido do alto-forno para a aciaria de uma usina siderúrgica localizada no Brasil.



**Figura 1** - Desenho do vagão torpedo que continha a mola que falhou. As setas indicam a posição das molas.

Molas são elementos mecânicos elásticos que exercem forças ou torques por meio da absorção e liberação de energia, sem sofrer deformação permanente. Isto significa que, segundo os conceitos clássicos da resistência dos materiais, são componentes que trabalham

sempre dentro da zona elástica onde a Lei de Hooke é válida e estabelece que a deformação é proporcional à tensão. Elas são fabricadas com uma classe de aços específica, denominada aços mola, geralmente de baixa liga, com médio ou alto carbono e alto limite de escoamento. A fabricação de molas envolve processos de conformação mecânica, tratamentos térmicos de têmpera e revenimento e *shot peening*.

De acordo com a especificação do projeto, a mola helicoidal compressiva possuía diâmetro médio de 177,6 mm, 7 espiras (número total, sendo 5,5 espiras ativas), diâmetro do arame de 47,6 mm e 425 mm de altura livre (sendo 333,2 mm a altura sólida, quando a mola está submetida à carga compressiva). O seu módulo de elasticidade era de 7734 kgf/mm, constante elástica de 1,7 kN/mm e o componente foi projetado para suportar uma carga compressiva de 15969,53 kgf. O material era aço mola SAE 51B60, retificado, com dureza na faixa de 44 – 48 HRC (434 – 484 HV). Após a fabricação a mola foi totalmente inspecionado por partículas magnéticas e submetida a um processo de *shot peening* em 100% de sua superfície. A mola foi conformada a quente. Os aços mola são ligas que apresentam melhores propriedades de fadiga e limites elásticos mais elevados quando comparados aos aços-carbono. Para se elevar a tensão de escoamento e conseqüentemente o módulo de resiliência do material é necessário que o mesmo seja temperado e revenido, obtendo-se microestrutura de martensita revenida. Com o objetivo de aumentar a resistência à fadiga, molas são submetidas ao tratamento de *shot peening*, que consiste em um tratamento mecânico no qual múltiplas esferas colidem com sua superfície, inserindo tensões residuais compressivas (NAKONIECZNY & MONKA, 2013).

A mola fraturada objeto de estudo foi especificada para uma vida útil de 36 meses, porém a falha analisada ocorreu após 16 meses de operação. De acordo com informações da siderúrgica, era incomum que as molas do carro torpedo falhassem prematuramente, isso sendo um novo evento na empresa. Porém, assim como a mola analisada, diversas outras as molas fornecidas no mesmo lote falharam prematuramente. Na tentativa de reduzir a tensão e, conseqüentemente, o número de falhas, foram feitas alterações no posicionamento da mola no carro torpedo. No entanto as mudanças implementadas não surtiram efeito, o que motivou uma investigação mais aprofundada. Falhas em um lote específico geralmente estão associadas a materiais ou problemas de fabricação. Problemas de projeto e manutenção, em geral, podem ser descartados em tais casos.

Na investigação da falha foram utilizadas técnicas de microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV), análise química semi-quantitativa por espectroscopia por dispersão de energia (EDS), técnicas de análise química quantitativa por combustão e espectrometria de fluorescência de Raio-X, testes de microdureza Vickers (HV) e de dureza superficial Rockwell na escala N (HR).

Além disso, foram utilizadas técnicas de medidas de tensões residuais por difração de Raio-X. Foram feitos tratamentos térmicos de têmpera e revenido e tratamento superficial de shot peening para a verificação da efetividade do tratamento e reavaliação das tensões residuais, com um confronto de valores com aqueles obtidos na mola fraturada.

## 1 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 1.1 Molas

Molas são dispositivos amplamente utilizado em diversos tipos de máquinas e equipamentos. Elas são fabricadas com uma classe de aço específica, denominada aço mola, geralmente de baixa liga, com médio ou alto carbono e alto limite de escoamento. A fabricação das molas envolve vários processos como conformação mecânica, tratamentos térmicos de têmpera e revenimento e *shot peening*

São elementos mecânicos que exercem forças ou torques por meio da absorção e liberação de energia, durante o seu funcionamento. Algum mecanismo fornece ou disponibiliza energia que é então absorvida pela mola, armazenada e posteriormente liberada, ou seja, a função primordial de uma mola é armazenar energia elástica e, quando necessário, liberá-la novamente.

Independente do seu formato ou tipo, molas são elementos mecânicos elásticos; isto significa que, segundo os conceitos clássicos da resistência dos materiais, são componentes que trabalham sempre dentro da zona elástica, onde a Lei de Hooke é válida (a deformação é proporcional à tensão). Numa descrição simplificada, as molas armazenam energia e a devolvem sem se deformarem plasticamente.

As condições de serviços das molas são muitas vezes severas, quer pelas cargas e tipos de esforços que irão suportar, quer pelas temperaturas, meios corrosivos, vibração, entre outros, a que podem estar sujeitas. De modo geral, há dois tipos de molas:

- molas planas;

São molas feitas de tiras de metal retas e planas, dobradas em espirais, ou seja, em um único plano. Elas são usadas para suportar cargas axiais e radiais onde é fixa numa extremidade e livre na outra, e, quando sofre a ação de uma força, a mola é flexionada em direção oposta (SHIGLEY, MISCHKE e BUDYNAS, 2005). As molas planas são amplamente utilizadas em equipamentos de perfuração, sistemas de suspensão e na indústria

de produção de petróleo e gás. Elas podem ser classificadas em: simples, prato, feixe de molas e espiral.

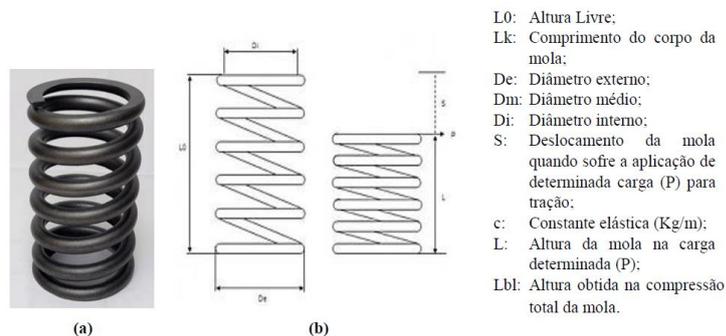
- molas helicoidais, também denominadas de espiral;

As molas helicoidais são as mais comuns e amplamente utilizadas em projetos mecânicos. Elas consistem em um fio de metal ou barra enrolado em torno de um eixo e são usadas para armazenar energia potencial elástica quando são comprimidas ou esticadas. As molas helicoidais podem ser projetadas para suportar cargas axiais, radiais e combinadas, e podem ser fabricadas em diferentes diâmetros, comprimentos, configurações de bobina, tipos de material e graus de tensão. Esse tipo de molas pode ser subdividido de acordo com a forma que resistem aos esforços em:

- Molas de tração;
- Molas de compressão;
- Molas de torção.

### 1.1.1 Molas helicoidais de compressão

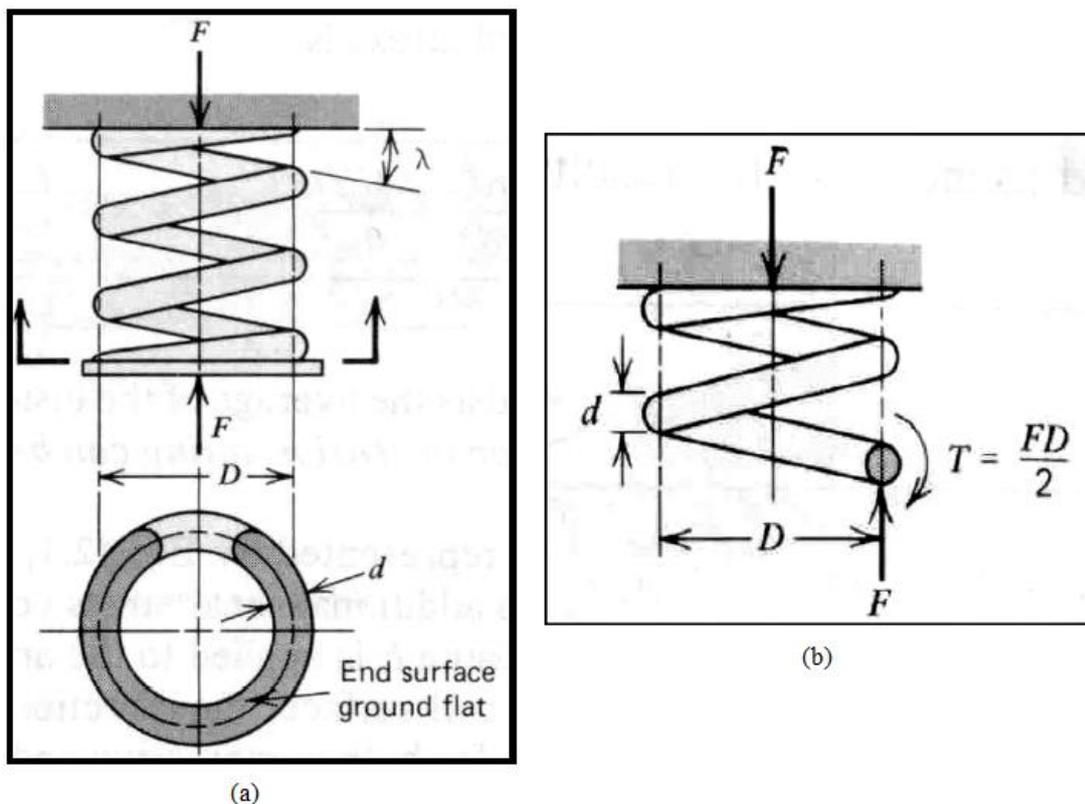
Molas de compressão são formadas por espiras e empregadas na suspensão de veículos. Quando esta mola é comprimida por alguma força, o espaço entre as espiras diminui, tornando menor o seu comprimento. Após a carga ser aliviada, a mola deverá voltar a sua altura original. A Figura 2 exemplifica uma mola helicoidal de compressão.



**Figura 2** - Representação de uma mola helicoidal de compressão. (a) Representação de mola helicoidal de compressão real, (b) representação de esquemática de uma mola helicoidal de compressão e parâmetros de projeto.

Considere a Figura 3(a), uma força  $F$  é aplicada no sentido de fechar a mola de diâmetro médio  $D$ . O ângulo  $\lambda$  é o ângulo de hélice e representa a inclinação das

espiras da mola. Se a mola for cortada em algum ponto, uma parte dela removida, o efeito dessa remoção deverá ser substituído por reações internas resultantes para que a mola permaneça em equilíbrio. Então, como mostra a Figura 3(b), do equilíbrio, a porção cortada conterá uma força de cisalhamento direta ( $F$ ), para impedir o movimento linear, e um torque ( $T$ ), para que não haja rotação devida ao deslocamento de meio diâmetro  $D$  entre a força de atuação e a que a equilibra no fio.



**Figura 3** – (a) Mola helicoidal carregada axialmente; (b) diagrama de corpo livre mostrando que o fio está sujeito a cisalhamento direto e cisalhamento torcional (JÚNIOR, 2001).

O torque na mola helicoidal torce o fio quando a carga é aplicada. Assim, para que haja deformação linear na mola, deve haver deformação angular no fio.

Tensões causadas pelo cisalhamento devido à força cortante e pelo cisalhamento devido ao torque se somam na parte interna do fio da mola. Nessa região a tensão é máxima, enquanto que na região externa do fio é mínima, já que as tensões atuam em sentidos diferentes.

A relação entre os diâmetros da mola (média) e do fio é chamada de índice da mola ( $C$ ). Esse valor indica o quanto o fio deve ser curvado para formar o diâmetro médio ( $D$ ). Fios com menores índices de mola têm maiores curvaturas. A curvatura

em uma mola é responsável pelo aumento das tensões. Os fios têm maior rigidez do lado interno do que no lado externo, já que o comprimento a ser torcido é menor internamente. O aumento da rigidez causa um aumento da tensão.

## 1.2 Aços mola

Os aços-carbono (ligas contendo essencialmente ferro e carbono), com o teor de carbono variando entre 0,50-1,20%, satisfazem quase todos os requisitos exigidos das molas; porém, há aplicações que exigem aços-liga. Contudo, a escolha do material vai depender das aplicações, propriedades requeridas, custo e técnica de fabricação. Os aços-liga apresentam melhores propriedades de fadiga e limites elásticos mais elevados do que aços-carbono, sendo preferidos em determinadas aplicações; em contrapartida, são sujeitos a mais imperfeições durante seu processo de fabricação (ASM Handbook volume 1, 2018).

Os processos de trabalho a quente e a frio (processo de conformação mecânica em temperatura acima ou abaixo da temperatura de recristalização da liga, respectivamente) são usados para fabricação de molas, dependendo de seu tamanho e das propriedades finais desejadas. O enrolamento da mola induz tensões residuais por flexão, mas estas são normais à direção das tensões de torção de trabalho em uma mola de espiras. Muito frequentemente na manufatura de mola, elas são aliviadas depois do enrolamento por um tratamento térmico (SHIGLEY, MISCHKE e BUDYNAS, 2005).

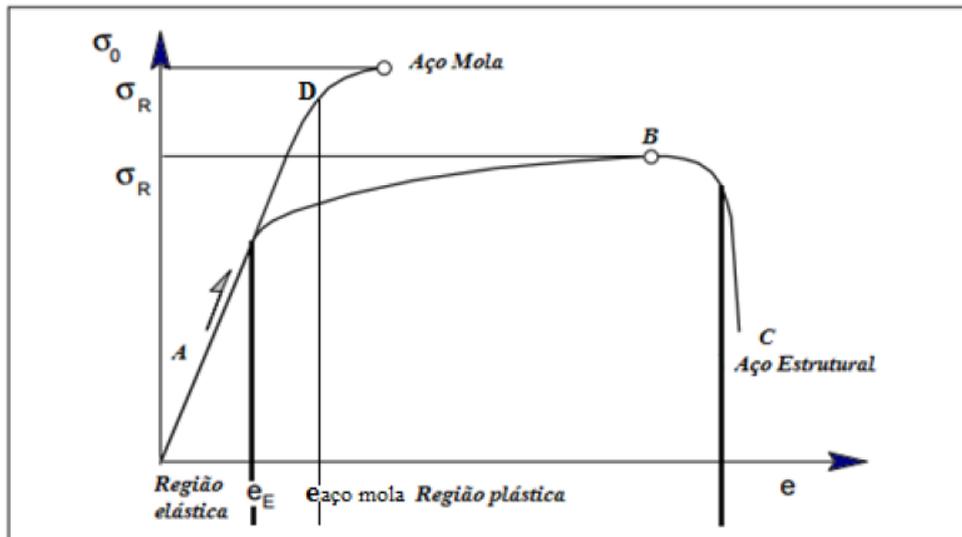
Convém notar que os materiais para a fabricação das molas devem ser isentos de imperfeições, devido às altas tensões e a fadiga a que esses materiais estão sujeitos, podendo ser prejudiciais. Pesquisas feitas pela indústria automobilística revelaram que quase todas as rupturas por mecanismo de fadiga em mola de válvulas de compressão, começaram numa imperfeição ou defeito (MARGHITU, 2005). As principais características do aço mola são (PLENTZ, 2009):

- Alto limite de resistência à fadiga, obtido por meio de tratamentos mecânicos e térmicos, além de uma superfície perfeita, tanto quanto possível com a presença de tensões residuais compressivas e isenta de irregularidades, tais como descarbonetação superficial, marcas de ferramentas, riscos de matrizes de trefilação, pequenas trincas, entre

outros. Uma dureza superficial elevada contribui fortemente para uma maior resistência aos mecanismos de fadiga.

- Elevada resistência ao impacto, conseguido mediante controle no tamanho de grão e grau de encruamento, elementos de liga, percentual de carbono, tratamento térmico, entre outros.

A Figura 4 ilustra a comparação entre o comportamento mecânico de um aço estrutural e um aço mola, isto é, este último usado para a fabricação de molas, por meio de curvas de tensão *versus* deformação. Como mostrado, o aço mola possui uma maior resiliência (capacidade de absorver energia no campo elástico), comparado ao aço carbono.



**Figura 4** - Comparação do comportamento mecânico de um aço mola e um aço estrutural. Aços mola possuem campo elástico maior que aços estruturais e uma maior resistência mecânica e à fadiga.

### 1.2.1 Composição química do aço mola:

A Tabela 1 apresenta alguns elementos que são adicionados à composição química dos aços, particularmente em aços mola, e os efeitos gerados no material.

**Tabela 1** – Influência de alguns elementos quando adicionados aos aços.

Elemento	Propriedade
Silício	Aumenta a resistência à oxidação Aumenta a resistência de aços de baixo teor em liga
Cromo	Aumento da resistência à corrosão e à oxidação Melhora a resistência à altas temperaturas Melhora a resistência ao desgaste (com alto Carbono)
Vanádio	Eleva a temperatura de crescimento de grão da austenita (promove refinamento do grão)
Molibdênio	Eleva a temperatura de crescimento de grão da austenita Produz maior profundidade de endurecimento (temperabilidade)
Níquel	Aumento da temperabilidade em aços hipoeutetóides
Manganês	Aumento da temperabilidade em aços hipoeutetóides

### 1.3 Processo de têmpera e revenido

Aços mola devem apresentar elevada resiliência, ou seja, a capacidade de absorver energia quando o material é deformado elasticamente e, depois, com a remoção da carga, promoção da liberação desta energia. A propriedade associada é o módulo de resiliência ( $U_r$ ), que é a energia de deformação por unidade de volume necessário para submeter um material à tensão, desde um estado com ausência de carga até o ponto de escoamento (PASCOE et al, 2016).

Para se elevar a tensão de escoamento e conseqüentemente o módulo de resiliência dos aços mola é necessário que os mesmos sejam temperados e revenidos, obtendo microestrutura martensita revenida (YEDDU, 2017). O tratamento térmico de têmpera é realizado com o aquecimento do material no campo austenítico, porém evitando o crescimento de grão. Após atingir essa temperatura o material é bruscamente resfriado, na qual a taxa de resfriamento vai depender da temperabilidade do aço (teor de carbono e presença de elementos de liga), da forma e da dimensão da peça a ser tratada. Esse resfriamento é considerado como sendo fora do equilíbrio e é realizado em água, óleo ou soluções, evitando o retorno da microestrutura de austenita para ferrita pró-eutetóide e perlita, gerando assim por cisalhamento uma nova microestrutura: a martensita, que é uma estrutura monofásica que não se encontra em equilíbrio, portanto metaestável.

O método de resfriamento por água é considerado o mais viável, pois o custo é baixo e o efeito do resfriamento é um dos mais eficazes. Se a água for agitada a efetividade do tratamento térmico será maior, pois aumenta a severidade da têmpera.

O objetivo da têmpera é o aumento da dureza e da resistência à tração. Também resultam deste tratamento a redução da ductilidade, da tenacidade e a presença de tensões internas, que podem, se não forem bem controladas, ocasionar deformação, empenamento e trincamento. A martensita é um constituinte bastante resistente, mas é normalmente muito frágil. Então, torna-se necessário modificar as propriedades mecânicas por meio de um tratamento térmico na faixa de temperatura de 150 – 700° C. Este processo é chamado revenimento e a microestrutura resultante é a martensita revenida. A fragilidade da microestrutura martensítica é devida a diversos fatores entre os quais estão incluídas as distorções da rede causada pelos átomos de carbono nos sítios octaédricos da martensita, segregação de impurezas nos contornos de grãos austeníticos prévios, carbeto formados e tensões residuais produzidas durante o processo de têmpera (DONG et al, 2017).

Alguns fatores influenciam diretamente a temperabilidade do aço: tamanho de grão austenítico anterior ao aquecimento para a têmpera, percentual de carbono e de outros elementos de liga, presença de precipitados não dissolvidos na austenita e composição química (C, Mn, Cr, Ni, entre outros). Dentre os fatores, podemos citar:

- Tamanho de grão austenítico: quanto menor o tamanho de grão, menor a temperabilidade, porque há uma maior área de contorno de grão, que é o local preferencial para nucleação da ferrita e perlita.
- Percentual de carbono: o aumento no teor de carbono dificulta a formação de constituintes proeutetóides, de forma que há um aumento na temperabilidade do aço.
- Percentual de elementos de liga: o aumento do percentual de elementos de liga aumenta a temperabilidade do aço, pois deve haver a participação dos elementos de liga cuja difusividade é menor do que a do carbono, o que torna a transformação mais lenta. A presença destes elementos dificulta os processos difusionais, deslocando a curva de transformação por resfriamento contínuo (TRC) para a direita.

É desejável que o aço apresente o percentual de carbono entre 0,2 a 0,6% em peso. Sendo assim, em aços hipoeutetóides, alguns elementos de liga aumentam a temperabilidade do aço, tais como, Cr, Mn, Ni e B. Por este motivo, geralmente os aços mola possuem teores significativos de manganês, por exemplo.

A temperatura de aquecimento e o tempo de exposição à temperatura de austenitização deve ser suficiente para que o material seja temperado 100 % na secção transversal do arame, pois quanto maior o percentual de martensita na microestrutura, maior será a vida em fadiga da mola. Em contrapartida deve-se tomar cuidado com a temperatura de austenitização e o tempo exposto a essa temperatura, pois os mesmos afetam diretamente a profundidade e o tipo de descarbonetação e também aumentam o tamanho de grão da austenita, reduzindo a tenacidade e a vida em fadiga da mola.

Como os aços apenas temperados não têm aplicação, por serem muito duros e frágeis, os mesmos passam por um tratamento térmico chamado de revenimento. O objetivo deste tratamento é reduzir a fragilidade, isto é, aumentar a tenacidade dos aços. Conseqüentemente, uma grande variedade de propriedades e microestruturas pode ser produzida nesta etapa do processo. O balanço das propriedades de resistência e tenacidade requeridas na utilização do produto determina as condições de tratamento para determinada aplicação (DONG et al, 2017).

O aço é aquecido a uma temperatura abaixo da temperatura eutetóide e mantido nesta temperatura por certo período de tempo e depois é geralmente resfriado ao ar tranquilo até a temperatura ambiente. Com isso, ocorrem processos difusionais para produzir uma estrutura dimensionalmente mais estável e menos frágil. O efeito desse tratamento térmico ocorre por difusão de carbono aliviando as tensões geradas pela têmpera e a precipitação de carbeto, formando assim a martensita revenida, que consiste em partículas de cementita extremamente pequenas e uniformemente dispersas em uma matriz contínua de ferrita. Essa microestrutura é semelhante à da cementita globulizada, a diferença é que as partículas de cementita são muito menores (ASKELAND & PHULÉ, 2013). A finalidade é reduzir a dureza, aumentar a ductilidade e a tenacidade do material em valores especificados para determinada aplicação.

Após o revenido, há uma reversão do reticulado instável ao reticulado estável cúbico de corpo centrado, produzindo reajustamentos internos que aliviam as tensões.

Molas que devem absorver grandes carregamentos de impactos devem ter alta ductilidade e, portanto, a dureza deve ser menor. Portanto, a temperatura do revenido deve ser elevada. Para molas que não têm esse tipo de carregamento a dureza pode ser mais alta, ou seja, a temperatura de revenido deve ser menor. Há vários estudos que demonstram que molas com elevadas durezas apresentam elevada durabilidade (YAMADA, 2007).

#### **1.4 Conformação do arame em mola**

Existem duas formas para a conformação do arame em mola: o processo de conformação a quente e a frio.

De um modo geral, no processo de conformação a quente o arame trefilado é aquecido até sua temperatura de austenitização, aproximadamente a 880°C, e então conformado em mola. O resfriamento é realizado em óleo e, posteriormente, a mola é revenida a uma temperatura por volta de 400 °C. A vantagem desse processo é a homogeneidade da dureza do arame na seção transversal.

O tempo que o arame fica aquecido para a conformação em mola é superior ao tempo de tratamento térmico do arame para enrolamento da mola a frio e, portanto, o aço utilizado no enrolamento a quente não deve ser susceptível à decarbonetação e nem ao crescimento de grão. Normalmente o aço utilizado no enrolamento a quente é desoxidado ao alumínio. Os cuidados para diminuir a formação de defeitos superficiais devem ser maiores.

No processo de conformação a frio, o arame temperado e revenido é conformado na temperatura ambiente em mola. Esse processo aumenta a dureza do material por deformação plástica com a criação de discordâncias na rede cristalina, a dureza do material não fica homogênea, pois a dureza é elevada conforme o grau de deformação do arame em cada seção do mesmo e a variação de dureza (tensão) no arame é tão grande que a mola enrolada deve passar por um processo de alívio de tensões após sua deformação (ASKELAND & PHULÉ, 2013).

## 1.5 Alívio de tensões

O processo de alívio de tensões é aplicado após processos que geram elevadas tensões residuais e que podem ser prejudiciais ao componente.

Essas tensões são geradas por condições de resfriamento não homogêneas no tratamento térmico, soldagem ou deformações não homogêneas, como no caso do enrolamento da mola a frio.

Para reduzir as tensões residuais, o material deve ser aquecido a uma temperatura abaixo do campo austenítico ou de austenitização, onde o aço pode ser aliviado em suas tensões por meio da sessão de energia na forma de calor, sem que ele mude de fase. O material é aquecido até que as tensões residuais se tornem superiores ao seu limite de escoamento (o limite de escoamento reduz com o aumento da temperatura). Desta forma, há uma deformação plástica que alivia as tensões residuais existentes. O típico alívio de tensão por tratamento térmico é realizado a uma hora a uma temperatura de 600 °C. Este tratamento térmico reduz a tensão residual, mas não as elimina por completo (ASM Handbook 4º Volume, 2018).

## 1.6 *Shot peening* ou jateamento por impacto de partículas

O *shot peening* é um processo especial de jateamento, pois não visa apenas a limpeza das peças, mas sim um tratamento superficial onde tensões compressivas são inseridas para o aumento da vida em fadiga do componente metálico. É um tratamento mecânico que consiste no impacto de múltiplas esferas em alta velocidade na superfície do material. Esse tratamento altera as propriedades mecânicas e o formato da microestrutura superficial, estendendo dessa forma a vida útil do componente. Há um aumento da rugosidade, um endurecimento por encruamento e um incremento no limite de escoamento na superfície do material. A melhoria da vida em fadiga está associada ao fato de que as tensões residuais compressivas geradas pelo *shot peening* somam-se às tensões de tração, do carregamento externo ao qual a mola está submetida, reduzindo o nível desta tração (CAMMETT, 2008).

Do ponto de vista microestrutural o *shot peening* pode ser entendido como um processo que promove o aumento da densidade de discordâncias nas camadas superficiais do componente e o aparecimento de macro tensões residuais (HUANG, 2017).

As esferas podem ser fabricadas com aço de alto carbono fundido, arame de aço cortado, aço inoxidável, ferro fundido, vidro ou material cerâmico. Para aplicações industriais, utiliza-se normalmente granalha de aço esférica temperada e revenida (DALY e JOHNSON, 1990; NICKEL, 1996). O tratamento pode ser realizado a temperatura ambiente ou a alta temperatura.

O impacto de cada esfera provoca uma deformação plástica localizada na superfície, criando um campo de tensões residuais compressivas. Cada granalha atua como se fosse um pequeno martelo provocando deformação plástica na superfície, tendendo a alongá-la. Porém esta tendência ao alongamento é impedida pelas camadas mais internas e mais profundas que são deformadas elasticamente durante o impacto. Como resultado da interação dessas duas camadas, superficial e interna, é que se originam as tensões residuais compressivas nas camadas afetadas plasticamente. Todos os perfis de tensão residual surgem de deformação plástica não-uniforme.

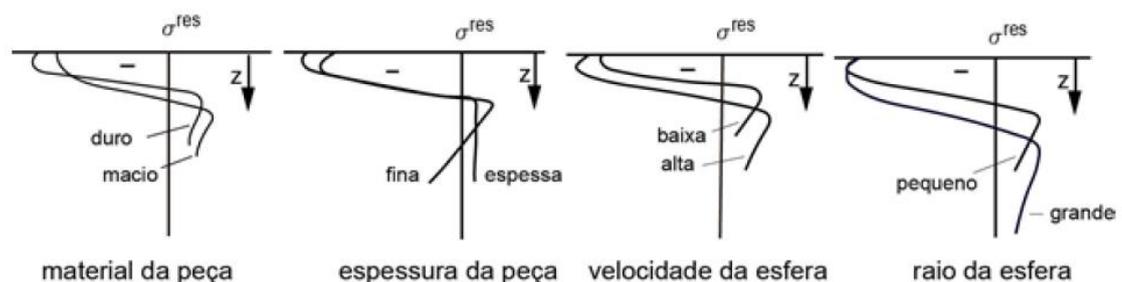
As trincas têm dificuldades de se nuclearem ou se propagarem em um campo de tensões de compressão. Uma vez que a maioria das falhas por fadiga e por corrosão sob tensão são originadas na superfície, ou em áreas próximas delas, as tensões residuais de compressão induzidas pelas técnicas de *shot peening* produzem um significativo incremento na vida em fadiga do componente tratado. De maneira geral, as tensões residuais compressivas são benéficas, pois retardam ou impedem a abertura e o avanço dessas trincas de fadiga (OLIVEIRA, 2015).

Quanto maior for a espessura da camada de tensões residuais de compressão, maior será a resistência ao surgimento e propagação das trincas. Porém, a distribuição de tensões residuais de compressão não é uniforme e varia em função da profundidade medida a partir da superfície da peça. As tensões de tração são as responsáveis pela iniciação de trincas porque estas tendem a abrir os limites entre os grãos do material, criando as fissuras.

Os principais parâmetros do processo de *shot peening* são:

- Diâmetro da esfera;
- Distância do jateamento;
- Velocidade de impacto;
- Intensidade do jato;
- Tempo de tratamento e ângulo de incidência das esferas na superfície;
- Velocidade inicial;
- Dureza do material da esfera e do componente jateado.

A análise das tensões residuais é fundamental para prever a resistência mecânica e entender como varia sua magnitude com os parâmetros do processo (GUAGLIANO, 2001). A influência dos parâmetros na distribuição de tensões residuais é mostrada na Figura 5.

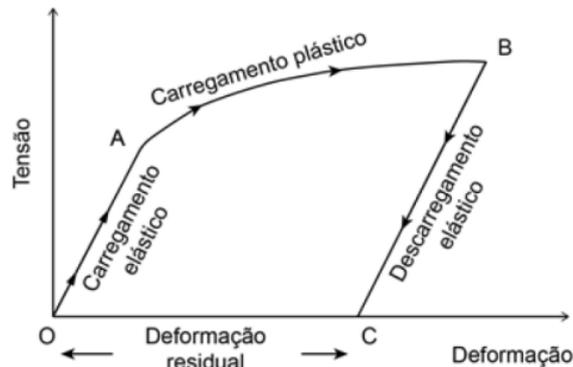


**Figura 5** - Influência dos parâmetros de *shot peening* na distribuição das tensões residuais.

Durante cada indentação ocorre um ciclo de carregamento e descarregamento de tensão, provocando uma região deformada plasticamente contendo deformação elástica residual compressiva. Cada indentação gera uma pequena camada de tensões residuais compressivas da ordem de 80 % da tensão de escoamento ou 60 % da resistência mecânica máxima do material (EVERETT et al., 2001). Como resultado do processo, a resistência à fadiga é aumentada em torno de 25-30 % (SOARES, 1998).

De acordo com o diagrama tensão-deformação para uma única indentação, a tensão aumenta elasticamente a partir do repouso em razão da reduzida área de contato até atingir a tensão limite de escoamento (ponto A da Figura 6). A superfície deforma-se plasticamente até a esfera começar a ricochetear (ponto B da Figura 6). Durante o retorno, a superfície do

material relaxa elasticamente até atingir um valor de tensão nulo (ponto C da Figura 6). A diferença entre o valor original e final de deformação é a deformação residual, que ao ser multiplicada pelo módulo de elasticidade fornece o valor da tensão residual compressiva localizada.



**Figura 6** - Diagrama tensão vs. deformação simplificado para uma única endentação (Adaptado de Kirk, 1999).

Com o transcorrer do processo cada vez mais a área superficial bombardeada aumenta. As indentações são consideradas individualmente no início e com o decorrer do tempo haverá uma sobreposição destas.

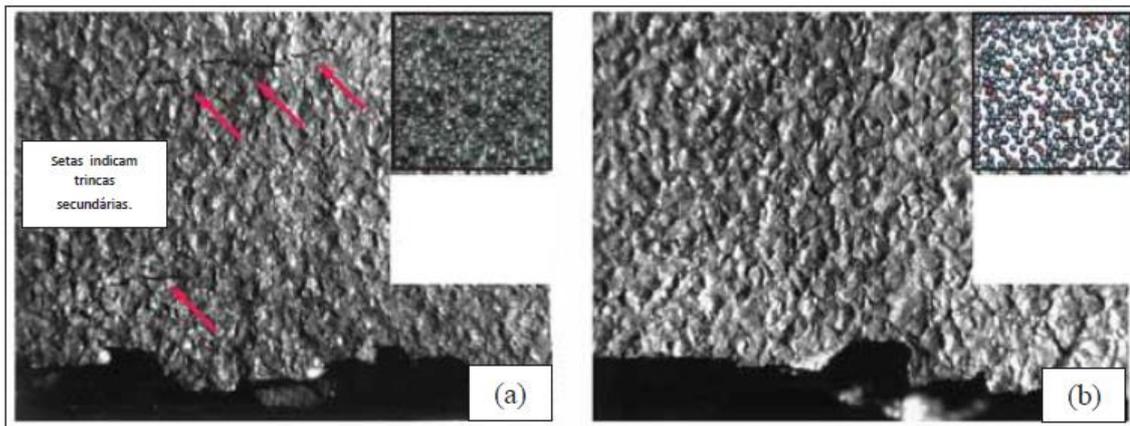
O desenvolvimento do estado de tensão residual pode ser descrito por dois fenômenos. Primeiramente, a pressão hertziana causa tensões residuais compressivas com o valor máximo próximo a superfície. Em segundo lugar, a deformação plástica na camada superficial origina tensões residuais com o valor máximo nas camadas subsuperficiais do material (SCHIFFNER & HELLING, 1999).

No entanto, o processo de *shot peening* apresenta também efeitos negativos citados por alguns autores. Estes efeitos são atribuídos ao fato de que as cavidades formadas pela deformação plástica podem aumentar significativamente a rugosidade da superfície do material podendo levar a queda da resistência à fadiga (YPSILANTIS et al, 1984). Já segundo FUCHS & DALY (1990) os efeitos benéficos das tensões residuais compressivas sobrepõem-se a estes danos ocorridos durante o *shot peening*.

### 1.6.1 Influência da granalha

As granalhas apresentam diferença no seu desempenho, sendo este inversamente proporcional a quantidade de vezes que são utilizadas. Ou seja, as granalhas vão se

desgastando, reduzindo assim o seu tamanho, alterando as propriedades que o *shot peening* desempenha na mola. Granalhas com menor dimensão e irregularidades na sua superfície causam defeitos na peça e conseqüentemente reduzem a vida em fadiga. A Figura 7 mostra defeitos superficiais na mola jateada com granalhas usadas (a) e superfície sem defeito na mola jateada com granalha nova (b).



**Figura 7** – (a) Exame da superfície da mola jateada com granalhas com um determinado tempo de uso, mostrando trincas na superfície da peça; (b) superfície da mola jateada com granalha nova. Ambas as fotos foram realizadas após ensaio de fadiga (Adaptado de CAMMETT, 2008).

As trincas também podem ser causadas pelo excesso de jateamento (HORA & LEIDENROTH, 1987).

Portanto, é necessário manter o controle dimensional das granalhas durante a produção das molas, não sendo satisfatório que a média esteja dentro do esperado, mas sim toda a distribuição da granalha. O formato destas partículas também deve ser controlado por meio de análise de imagem com microscópio, estereoscópio ou projetor de perfil.

Existem vários tipos diferentes de granalhas, entre eles as esferas de aço (*Shot ball*), arame cortados de aço (*shot cut*), esferas de vidro, óxido de alumínio, materiais orgânicos, quartzo, areia, entre outros.

O tamanho, dureza e o formato da granalha interferem na qualidade do jateamento. Como sugerido por Chao et al (2017), o tamanho da granalha usada no processo de *shot peening* deve ser de 1/10 do diâmetro do fio. A Tabela 2 mostra as aplicações mais usuais para cada tipo de granalha.

**Tabela 2** – Aplicações mais usuais das granalhas (PAULA, 2013).

Aplicações	Limpeza	Acabamento	Desrebarbamento	Gravação	Jateamento
Esferas de vidro	●	●	●	●	●
Granalha de aço esférico	●	●	●	○	●
Granalha de aço angular	●	◆	○	○	○
Oxido de alumínio	●	◆	○	○	○
Materiais orgânicos	■	○	●	○	○
Quartzo	●	◆	○	●	○
Areia	◆	○	○	○	○

●	Recomendado.
○	Não recomendado.
◆	Aceitável.
■	Uso eventual.

#### 1.6.1.1 Granalhas esféricas – aço fundido

São produzidas pelo processo de atomização que consiste no metal líquido vazar através de um orifício e ser atingido por jatos de água a elevadas pressões em um determinado ângulo, ocasionando a solidificação do metal em partículas quase esféricas. O controle dimensional é realizado por meio de peneiras que separam as granalhas nas faixas especificadas (KIRK, 2011). É a granalha mais utilizada no mercado. Devido o resfriamento repentino, as granalhas apresentam microestrutura martensítica e são classificadas conforme a norma AMS 2431 em duas classes de dureza: dureza regular (45 – 52 HRC) e alta dureza (55 – 62 HRC). A elevada dureza é consequência da microestrutura obtida e do percentual de carbono do material, (0,8 – 1,2 % C) (KIRK, 2011).

As esferas eventualmente fraturam após repetidos impactos durante o uso (CHAMPAIGNE, 2001) e por esse motivo, deve-se monitorar continuamente o processo de *shot peening*, pois o tamanho da granalha afeta a sua intensidade, cobertura, profundidade da deformação plástica e, conseqüentemente, a profundidade e intensidade da tensão residual (KIRK, 2009).

As esferas são classificadas de acordo com o seu diâmetro. Quanto maior for a variação permissível do tamanho da granalha, maior será a variação das propriedades induzidas pelo *shot peening*, isto é, quanto menor for a variação permissível do tamanho das

granalhas mais caro e difícil é o controle dimensional das mesmas. Por esse motivo, o processo de *shot peening* deve ter definições, medições e variações restritas e esses fatores devem ser claros, e não devem ser ambíguos, para garantir a qualidade do produto (KIRK, 2009).

#### 1.6.1.2 Granalhas de arame cortado

Podem ser fabricadas de aço carbono ou aço inoxidável austenítico (CHAMPAIGNE, 2001). Esse tipo de granalha é austenitizado várias vezes durante o processo de fabricação. O tarugo fabricado é laminado em arame e posteriormente o arame é trefilado múltiplas vezes até atingir o diâmetro da granalha a ser produzido. Entre os processos de laminação o material é austenitizado para recuperar a ductilidade. Pelo fato do material ser austenitizado várias vezes é mais rápido e barato se o percentual de carbono for próximo do eutético (0,8 % C), pois a temperatura de austenitização é mais baixa.

Portanto, durante a fabricação do arame de aço ao carbono, a microestrutura é composta por ferrita pro-eutetóide e perlita, a microestrutura final da granalha normalmente é bainítica ou martensítica.

O arame é cortado com comprimento similar ao seu diâmetro, a operação de corte é realizada a frio e, portanto, causa deformações plásticas no material elevando a dureza e reduzindo a ductilidade da granalha (KIRK, 2011) e, por isso, há o risco do aparecimento de trincas durante essa operação.

A granalha é condicionada por uma combinação de deformações plásticas e erosão por meio do lançamento da mesma em uma superfície dura com o objetivo de aumentar a circularidade da mesma para diversas aplicações no mercado.

O controle dimensional durante a produção da granalha de arame cortado é maior que a da granalha esférica produzida por atomização (KIRK, 2011).

Durante o processo de jateamento a granalha produzida com arame cortado tem comportamento diferente da granalha produzida no processo de atomização. As granalhas de aço cortado se desgastam durante o uso e não fraturam, diferente das granalhas do processo de

atomização que fraturam durante o uso (CHAMPAIGNE, 2001). Essa diferença de comportamento existe porque o arame cortado tem maior resistência mecânica, oriundo de seu processo de fabricação, onde o material sofre diversas deformações e encruamento (KIRK, 2003).

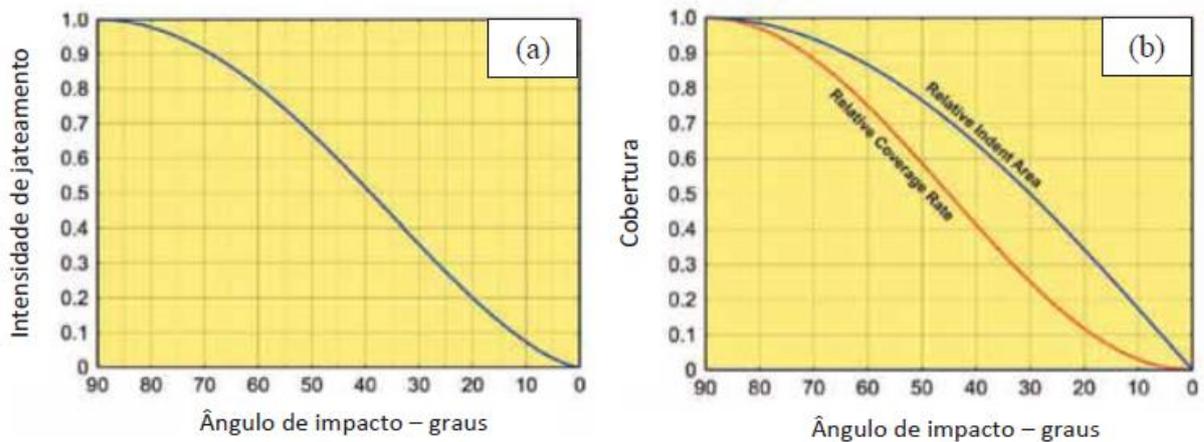
Assim como as granalhas esféricas, a granalha de arame cortado também é classificada em duas classes de dureza, a dureza regular (45 – 52 HRC) e a dureza elevada (55 – 62 HRC). A dureza depende do percentual de carbono do material, parâmetros de tratamento térmico e do grau de deformação plástica.

#### 1.6.2 Dimensões da indentação e seus efeitos

As dimensões das indentações formadas afetam diretamente a intensidade e a cobertura de jateamento.

Quando o jateamento é realizado, a superfície da peça é deformada objetivando formar uma zona plástica abaixo da superfície. O diâmetro da área amassada (indentação) vai depender do tamanho da granalha. Quanto maior o tamanho da partícula maior será o tamanho da indentação formada, sendo o diâmetro da indentação de 30 a 50 % o valor do diâmetro da granalha (KIRK, 2010).

O ângulo de impacto em que a granalha atinge a peça causa variações dimensionais na indentação, conseqüentemente, interfere no efeito na intensidade e na cobertura de jateamento (KIRK, 2005), conforme observado na Figura 8.

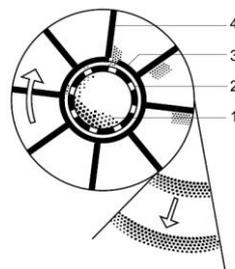


**Figura 8** - (a) Variação da intensidade de jateamento e profundidade da indentação com o ângulo de impacto. (b) Efeito do ângulo de impacto na dimensão da indentação na cobertura (KIRK, 2010).

### 1.6.3 Velocidade da granalha

A velocidade da granalha é um parâmetro de extrema importância no processo de jateamento. A energia cinética da granalha é proporcional ao quadrado da velocidade e por isso, elevadas velocidades das esferas elevam a deformação realizada na peça jateada, resultando em elevadas tensões residuais compressivas (PURANIK, 2005).

A geração da energia cinética da esfera vai depender do modo de aceleração da mesma. No caso do método de jateamento por roda centrífuga que é o método aplicado para produção de molas de suspensão, a granalha é primeiramente acelerada pela força gravitacional e pela força centrífuga dentro do cilindro giratório, conforme ilustrado na Figura 9 (KIRK, 2007).



**Figura 9** - Turbina de palhetas retas mostrando os abrasivos (1) sendo captados pelo rotor (2), saindo pela abertura da capa do rotor (3), e sendo aceleradas e arremessadas pelas palhetas (4) (CATÁLOGO DE GRANALHAS TUPY, 2018).

Quando a granalha sai do cilindro giratório e passa para as pás que giram em elevada velocidade, ela atinge uma elevada velocidade tangencial, e quando as granalhas chegam na extremidade da pá as mesmas alcançam duas componentes de velocidades, a velocidade radial

e a velocidade tangencial, que determinam a velocidade resultante, a direção e o ângulo de ataque da esfera (KIRK, 2007).

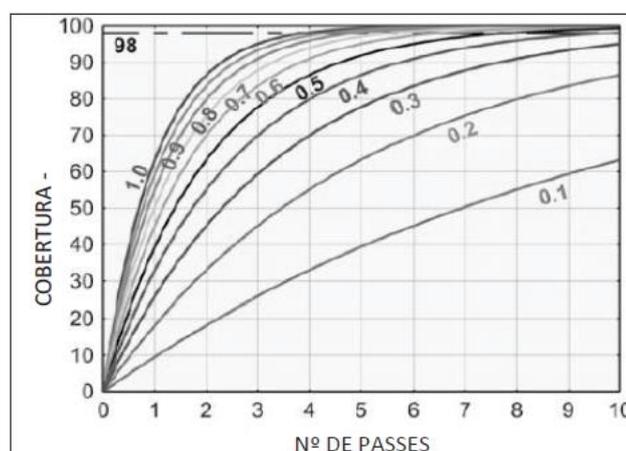
#### 1.6.4 Cobertura de jateamento

É a medida percentual da área deformada pelas granalhas, normalmente determinada visualmente com ajuda de equipamentos como lentes de aumento de no mínimo 10X (PURANIK, 2005).

É considerado 100 % de cobertura quando 2 % ou menos da superfície da peça não é atingida pelas esferas. Os parâmetros de jateamento como: ângulo de impacto da granalha, fluxo de jateamento, distância entre a peça a ser jateada e o lançamento da granalha e tempo de jateamento, entre outros, influenciam no percentual de cobertura.

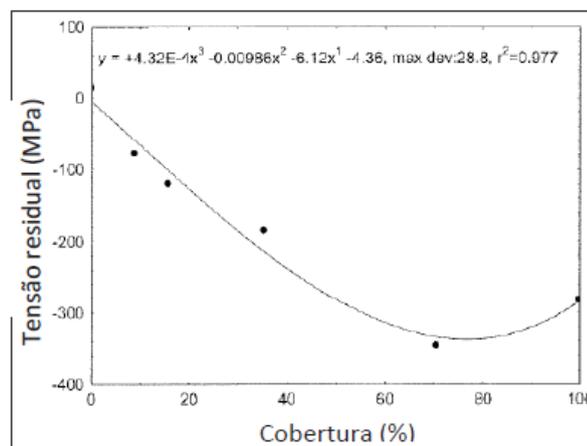
Não é simples medir a cobertura, vários métodos já foram desenvolvidos, tais como: aplicação de tinta fluorescente ou “blue dye” na peça antes do jateamento, e após o processo de jateamento é medido o percentual de tinta removida ou remanescente na peça. Esses métodos são válidos, mas a pintura pode ser removida pelo repique de esferas quebradas o que não garante a qualidade do jateamento (CHAMPAIGNE, 2001). Outro método de se medir o percentual de cobertura seria por análise de imagem.

Um fator determinante para a cobertura é o fluxo de lançamento de granalhas sobre a peça, que influencia na taxa de deformação, elevando a cobertura de jateamento conforme o fluxo de granalhas é aumentado, Figura 10 (KIRK, 2012).



**Figura 10** – Efeito do fluxo de jateamento na cobertura (KIRK, 2012).

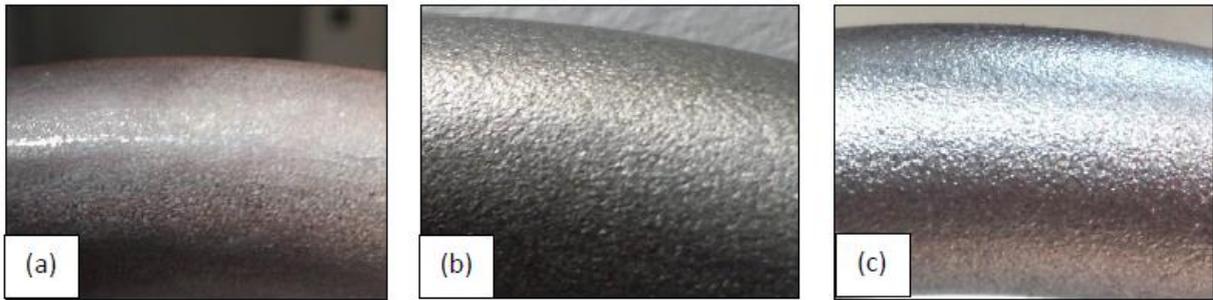
Não há relação entre cobertura e desempenho da peça em questões de durabilidade, há especificações que solicitam 200% a 300% de cobertura (ou seja, o jateamento da mesma superfície por 2 ou 3 vezes); é considerado que a melhora no desempenho por jateamento é devido às tensões residuais compressivas (KIRK, 2012). Há estudos que demonstram que o valor de cobertura ideal para obter um valor ótimo de tensão residual é em torno de 70 a 80 % de cobertura, conforme demonstrado na Figura 11 (KIRK & HOLLYOAK, 2005).



**Figura 11** – Variação da tensão residual com a variação do percentual de cobertura (KIRK & HOLLYOAK, 2005).

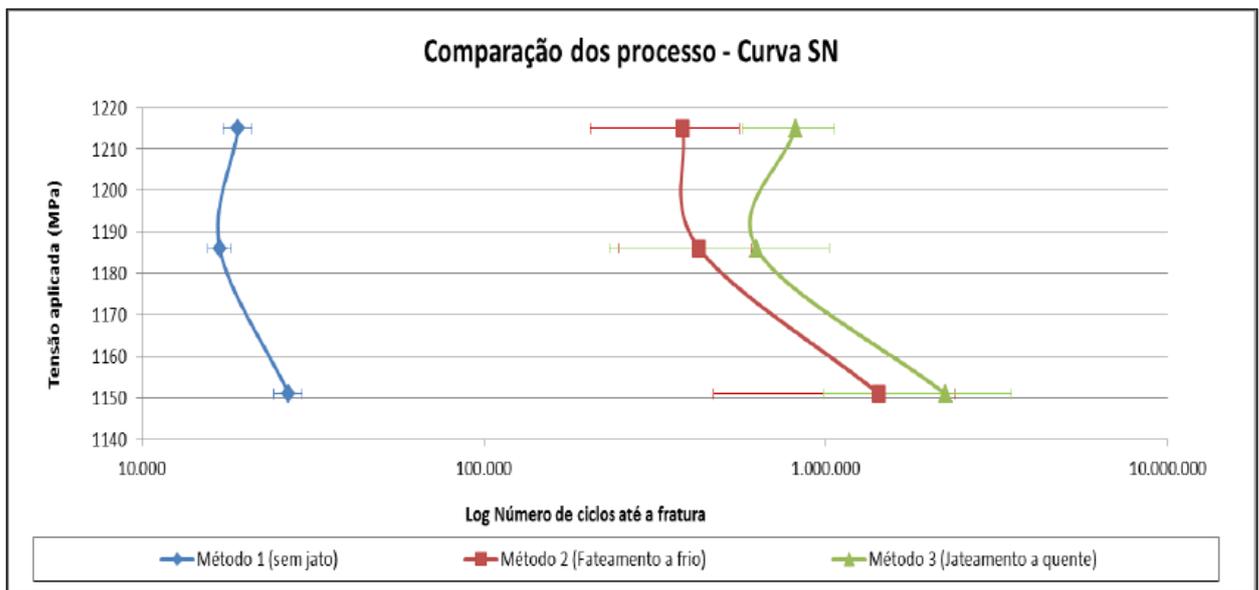
#### 1.6.5 Efeito da temperatura da peça durante o jateamento

O aumento da temperatura na mola causa a redução temporária da dureza deste componente, permitindo que as granalhas gerem uma profundidade de impacto maior, em virtude da menor resistência do material. A Figura 12 mostra a superfície de três amostras de molas fabricadas com o mesmo material, SAE 9254. Na primeira imagem, a superfície não foi jateada (método 1), na segunda foi realizado um jateamento a temperatura ambiente (método 2) e na terceira, jateamento em alta temperatura, 300°C (método 3). Após os jateamentos iniciais distintos, as amostras foram submetidas a um segundo tratamento com a mola comprimida e a temperatura ambiente, na mesma condição para as peças (VIEIRA et al., 2014).



**Figura 12** – Distinção na superfície de uma mola em SAE 9254. (a) Sem *shot peening*. (b) Com *shot peening* inicial a temperatura ambiente. (c) Com *shot peening* inicial a 300°C (VIEIRA, SILVA e HASHIMOTO, 2014).

De acordo com VIEIRA, SILVA e HASHIMOTO (2014) o jateamento aumenta a vida em fadiga das molas significativamente e cada processo estudado obteve um desempenho diferenciado. O método de jateamento à temperatura ambiente aumentou a vida em fadiga em 3560 % quando comparado ao desempenho das molas sem jateamento. O método de jateamento a alta temperatura aumentou em 5850 % quando comparado ao desempenho das molas sem jateamento. A Figura 13 mostra os diferentes resultados do ensaio de fadiga (VIEIRA, SILVA e HASHIMOTO, 2014).

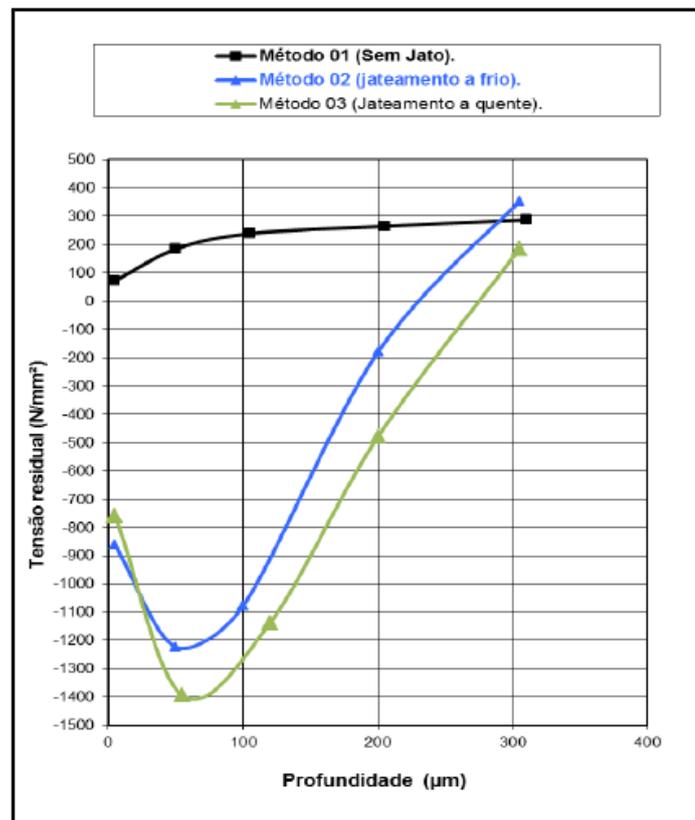


**Figura 13** - Curva tensão versus o número de ciclos (curva SN) (extraído de VIEIRA, SILVA e HASHIMOTO, 2014).

Além do aumento da vida em fadiga, a diferença entre os processos gerou diferentes perfis de tensão residual, onde a máxima tensão residual compressiva e a profundidade da tensão residual compressiva do jateamento inicial a quente (método 03) foi maior que a do método com jateamento inicial a frio (método 02) em 14 % e 19 %, respectivamente. O efeito

do jateamento a quente foi a elevação da vida em fadiga das molas em 64 %. O perfil de tensões residuais está representado na Figura 14 (VIEIRA et al., 2014).

Estudos têm mostrado que o *shot peening* a alta temperatura é a melhor forma de aumentar a dureza da superfície da mola, quando comparada ao aumento da dureza da granalha. Quando a dureza da granalha é aumentada, esta torna-se mais frágil, reduzindo sua vida útil.



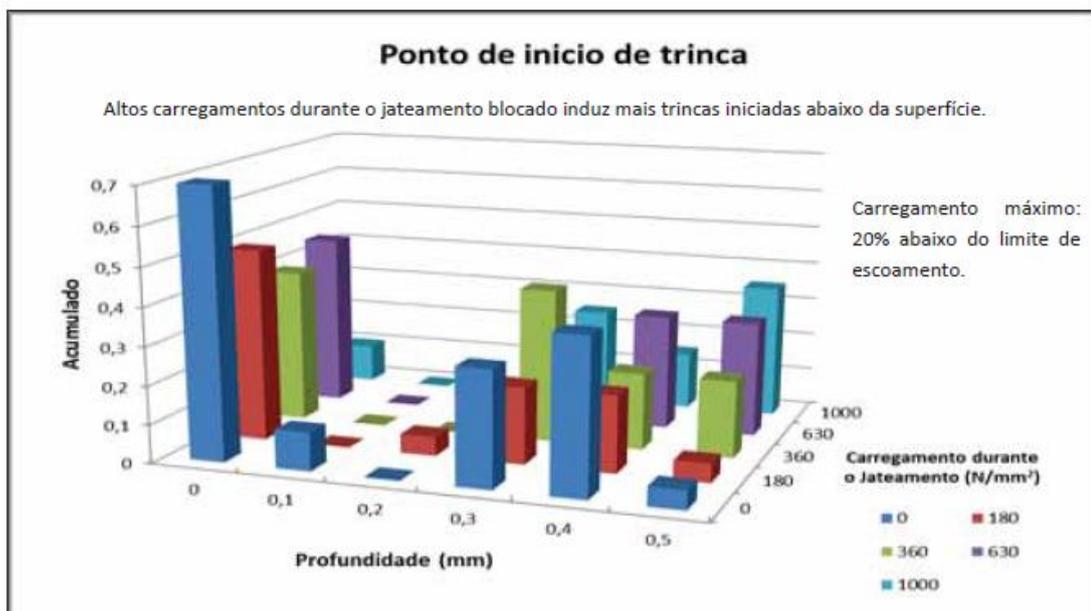
**Figura 14** – Comparação da tensão residual e suas respectivas profundidades (extraído de VIEIRA, SILVA e HASHIMOTO, 2014).

#### 1.6.6 Jateamento com a mola comprimida

Também chamado de jateamento com a mola bloqueada, a mola é comprimida e jateada, posteriormente o carregamento é removido. O perfil de tensão residual compressiva que é obtido nesse processo é significativamente superior ao obtido por jateamento normal (sem compressão da mola).

Quanto maior a compressão na mola ao ser jateada, maior será a tensão residual inserida. Porém, há uma dificuldade em atingir a região interna da mola, reduzindo o efeito do *shot peening* nesta região. Portanto, há a necessidade de se encontrar um valor ótimo de compressão da mola, garantindo o aumento da tensão residual de compressão. Segundo estudos esse valor é próximo de 50 % da carga máxima da mola (MUELLER, 1993) ou maior que 80 a 90 % da tensão de escoamento (KOENECKE, 1982).

O jateamento bloqueado (com a mola comprimida) além de elevar a tensão residual compressiva e aumentar a durabilidade da mola, influencia significativamente na resistência a relaxação e na resistência da mola à corrosão sob tensão. Esse tratamento superficial também interfere no local de iniciação de trinca. Conforme observado na Figura 15, a mola jateada sem nenhuma tensão de compressão (0 MPa), apresentou a maior frequência de quebra por trincas iniciadas na sua superfície. Já as molas que foram submetidas a qualquer tensão de compressão durante o jateamento, apresentaram trincas iniciadas abaixo da superfície e quanto maior a tensão de compressão durante o jateamento, mais profunda é a iniciação da trinca no material (MUELLER, 1993).



**Figura 15** – Análise comparando o local de iniciação da trinca entre molas jateadas com diferentes níveis de compressão (Adaptado de MUELLER, 1993).

O processo de jateamento bloqueado (com a mola comprimida) também pode ser realizado com a mola em temperaturas mais elevadas, aumentando assim o efeito do jateamento (MUELLER, 2007).

## 1.7 Tensões residuais

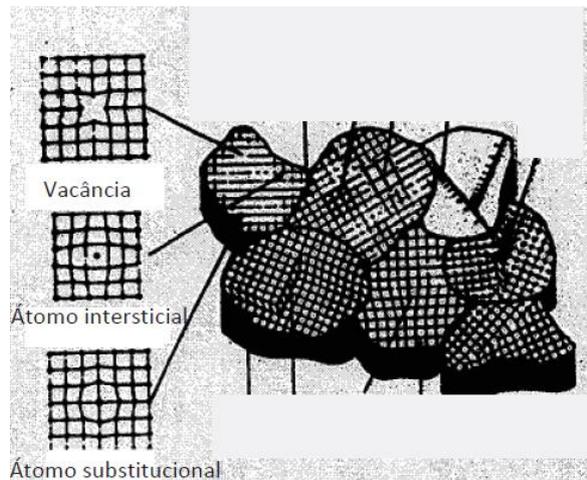
Tensões residuais são as tensões existentes em um corpo sólido sem aplicação de forças externas (incluindo gravidade) ou gradientes térmicos. Elas são estáticas, ativas e triaxiais em um sistema fechado, são de natureza trativa ou compressiva e podem ser benéficas ou deletérias ao componente, dependendo da sua aplicação (PAULA, 2013). Todo sistema de tensões residuais está em equilíbrio e o somatório das forças resultantes e dos momentos produzidos é zero. As tensões residuais são causadas por diversos mecanismos inerentes ao processamento de materiais e as origens podem ser vistas como, térmicas, químicas ou mecânicas. O valor máximo em módulo que as tensões residuais poderão chegar é o próprio limite de escoamento do material e combinando-se com outras tensões provocadas por efeitos externos, pode exceder o limite de resistência do material, provocando um colapso do mesmo.

As tensões residuais podem ser aliviadas aquecendo-se o material até uma temperatura na qual a tensão de escoamento do mesmo é igual ou inferior às tensões residuais presentes. Ou seja, neste caso as tensões residuais irão causar deformações plásticas, escoamento do material e serão aliviadas.

As tensões residuais do tipo I, ou macroscópicas, são tensões que se estendem sobre grandes porções volumétricas quando comparadas com o tamanho de grão do material, ou seja, se estendem por vários grãos. As deformações originadas são praticamente uniformes para muitos grãos. Esse tipo de tensões é gerado por processos de deformação mecânica que causam deformações plásticas em camadas superficiais do material, tais como jateamento por granalhas, retificação, usinagem, deformações de origem térmicas provocadas pelo tratamento térmico e deformações de origem química. Essas tensões permanecem equilibradas na peça na qual atua.

As tensões residuais do tipo II, também chamadas microestruturais, são formadas pela não homogeneidade da estrutura cristalina do material. Elas estão relacionadas ao equilíbrio entre diferentes grãos ou fases presentes no material. Estão presentes em um grão ou em uma parte deste, estando equilibradas em alguns grãos vizinhos e tendo sua origem em deformações plásticas microscópicas.

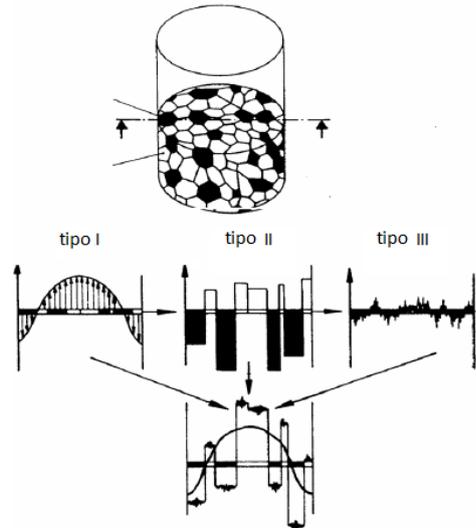
As tensões residuais tipo III são microtensões localizadas ou tensões residuais sub-microscópicas que abrangem distâncias interatômicas dentro de uma pequena porção de um grão, estando em equilíbrio nesta pequena porção. Ocorrem nos materiais metálicos sujeitos a processos que produzam descontinuidades na rede cristalina, como vazios, impurezas, falhas de empilhamento, entre outros, que distorcem a rede cristalográfica gerando micro tensões residuais conforme esquematizado na Figura 16.



**Figura 16** – Formação da tensão residual do tipo III (PAULA, 2013).

Essas definições descrevem condições idealizadas e se referem exclusivamente a materiais sólidos policristalinos. Apesar de na realidade a maior parte dos materiais apresentarem uma sobreposição das tensões do tipo I e III, essas definições são válidas e utilizadas constantemente.

A Figura 17 mostra uma representação esquemática dos 3 tipos de tensões residuais atuando em um componente e o somatório dessas tensões, que representam o que ocorre no material.



**Figura 17** - Representação esquemática do estado de tensões residuais em um aço duplex (Adaptado de CAMPOS, 2006).

Tipo I = homogênea ao longo de grande região do material (muitos grãos)

Tipo II = homogênea ao longo de várias áreas (um ou alguns grãos)

Tipo III = heterogênea ao longo de pequenas áreas (dentro de um grão)

A resultante é a soma  $\Sigma = \text{tipo I} + \text{tipo II} + \text{tipo III}$  em cada ponto  $x,y,z$  de uma amostra ou componente.

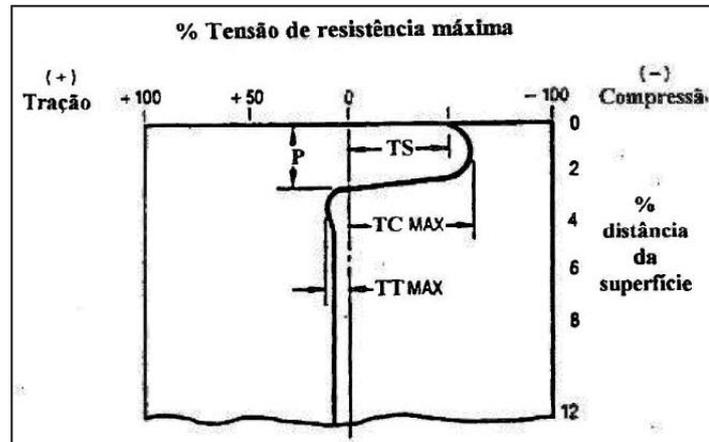
As tensões residuais do tipo II e III são consideradas microtensões, que não podem ser evitadas em materiais policristalinos, e são mais importantes para o estudo do comportamento microscópico. Para avaliação de projetos mecânicos e estruturais, as tensões do tipo I, macroscópicas, são de fundamental importância e devem ser determinadas por meio de métodos confiáveis de medidas.

A natureza benéfica ou deletéria das tensões residuais parece estar relacionada a três fatores:

- 1) ao tipo de material, ou seja, se ele encrua ou “amolece” durante deformação plástica cíclica;
- 2) ao perfil de tensão residual introduzido durante o processamento termomecânico e a redistribuição destas tensões residuais que ocorrem durante deformação cíclica;
- 3) ao tipo de carregamento que o material será submetido durante sua utilização (PAULA, 2013).

A Figura 18 apresenta o perfil típico do campo de tensões produzidas pelo processo de jateamento e suas mudanças ao longo da profundidade do material. Observa-se que as tensões residuais compressivas apresentam-se confinadas a uma pequena camada superficial e que as

tensões residuais trativas, que equilibram as tensões residuais compressivas, são de menor magnitude, porém, estendem-se sobre uma maior região. Nota-se também, o abrupto gradiente de tensão existente na transição entre as regiões compressiva e trativa. Este balanço de tensões é apresentado na Figura 18 juntamente com as suas quatro características mais importantes.



**Figura 18** – Principais características do perfil de tensão residual em uma placa jateada (PAULA, 2013).

Onde: 1) TS – Tensão superficial – Tensão medida na superfície do material.

2) TC Máx – Tensão compressiva máxima – Máximo valor da tensão residual compressiva, situada pouco abaixo da superfície.

3) P – Profundidade – Profundidade da camada compressiva, determinada pelo ponto em que a tensão residual passa de compressiva para trativa.

4) TT Máx – Tensão trativa máxima – Máximo valor de tensão residual trativa.

### 1.7.1 Técnicas para medição de tensões residuais

Os métodos disponíveis para a determinação da tensão residual medem a deformação, ou alguma outra propriedade do material que é afetada pela presença deste tipo de carregamento. A técnica a ser escolhida depende de vários fatores como: material e geometria do componente, a natureza do campo de tensão residual, máximo gradiente de tensão residual, se a medição será feita em campo ou laboratório, do tempo disponível para a medição, da incerteza requerida, da extensão da região de interesse, entre outros.

Essas técnicas podem ser divididas em:

- a) Destrutivas;
- b) Não destrutivas.

### 1.7.1.1 Técnicas destrutivas

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, por meio de corte ou remoção por ataque químico que promovem sua relaxação. O método envolve inicialmente a colocação criteriosa de extensômetros padrões no componente em que se deseja medir as tensões residuais. É então medida a deformação macroscópica provocada pela remoção, por corte ou ataque químico, do material tensionado que gera uma relaxação. A variação de tensões causada por esta relaxação é determinada por meio da teoria da elasticidade, com o uso das equações de compatibilidade e equilíbrio para o cálculo das tensões residuais.

Muitas dessas técnicas destrutivas, no entanto, são limitadas às aplicações de laboratório em corpos de prova cilíndricos ou planos e muitas vezes não são facilmente adaptáveis a equipamentos reais (RODRIGUES, 2007).

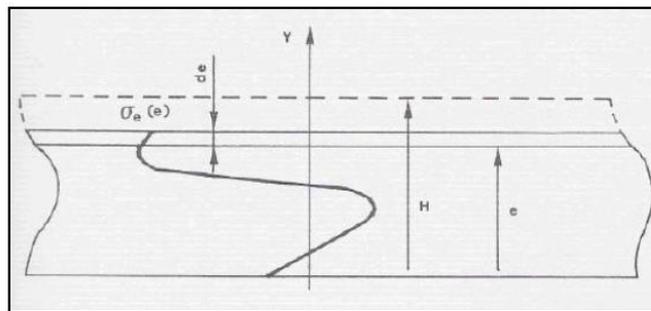
#### a) **Método do Furo-cego**

Nesta técnica um pequeno furo é usinado na região a ser estudada. A superfície livre de um furo é necessariamente livre de tensões normais radiais e de tensões de cisalhamento. Um extensômetro colado próximo à região na qual o furo será usinado, mede a deformação causada pelo alívio de tensões gerado por esta usinagem. Estas deformações são então relacionadas às tensões residuais através de equações obtidas usando-se a teoria da elasticidade. Dentre as técnicas destrutivas a mais conhecida e empregada pela indústria em geral é provavelmente a técnica do furo-cego (OLIVEIRA, 2015).

#### b) **Método de remoção de camadas ou método de deflexão**

Esta técnica é aplicada a componentes planos e consiste em usinar quimicamente de forma gradual as camadas superficiais da peça que contém tensões residuais internas e realizar medições da deformação relacionando-as com a tensão após a remoção sucessiva de cada camada. Quando as camadas de um material no qual há tensões residuais são removidas o equilíbrio estático das forças e momentos internos é perturbado instantaneamente. Para restabelecer este equilíbrio ocorre a mudança de forma do componente.

Por meio dessas modificações de forma, são realizados cálculos levando em consideração alguns parâmetros. Os principais fatores levados em conta são: a variação da deflexão inicial e final, a variação da deflexão após a retirada das camadas de material, a distância até o ponto onde estão sendo medidas as deflexões, a espessura da amostra inicial ( $H$ ) e final ( $e$ ) e as propriedades do material em estudo. Juntamente com a relação dos parâmetros citados acima são consideradas algumas hipóteses: material homogêneo e isotrópico, a tensão na direção da espessura é desprezada, seus eixos de tensão coincidem com os eixos das tensões principais e, inicialmente, a tensão transversal é desprezada (BUENOS, 2010).



**Figura 19** – Distribuição de tensões residuais no método de remoção de camadas (BUENOS, 2010).

A remoção de camadas deve ser realizada por polimento químico ou eletrolítico para evitar alterações na tensão residual original devido à sobreposição de tensões ou aquecimento gerados pela remoção de material.

### c) Método do Seccionamento

O método consiste em seccionar uma peça ou amostra para se obter o relaxamento das tensões residuais ou internas em determinadas regiões na qual serão realizadas as medições. Sendo assim, é possível estimar as deformações após o relaxamento das tensões com a amostra instrumentada com extensômetros. O seccionamento pode ser realizado em várias regiões até que não haja mais relaxamento das tensões.

No método de seccionamento o corte para relaxamento das tensões deve ser feito por um processo de corte que não introduza deformação plástica significativa ou gere calor, de modo que tais efeitos não influenciem nas tensões residuais originais da amostra. Para isso pode ser utilizado polimento químico ou eletrolítico. A precisão deste método depende do número de extensômetros aplicados na amostra. Esse método possui um custo elevado e seu procedimento é demorado (BUENOS, 2010).

### 1.7.1.2 Técnicas não destrutivas

Os métodos não destrutivos são capazes de medir tensões sem relaxação. Estes métodos medem sem distinção as tensões residuais de tipo I, II e III existentes no componente, ou seja, as micro e macro tensões residuais.

#### a) **Método da difração de Raio X**

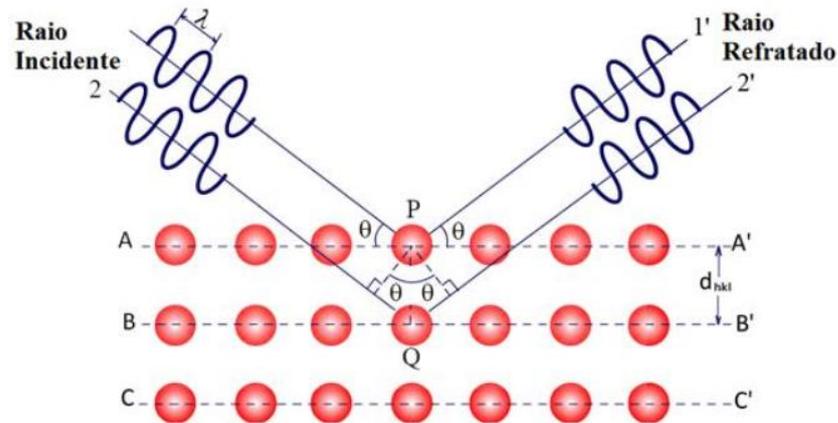
O método de medição de tensão residual não destrutivo mais utilizado é o método de difração de Raio X. Nesse método a tensão residual é calculada a partir da medição da deformação no cristal do agregado policristalino e comparada aos parâmetros de rede do cristal deste mesmo material sem deformação (SOUSA, 2012).

A difração ocorre quando uma onda encontra uma série de obstáculos regularmente separados que são capazes de dispersá-la. Além disso, estes obstáculos possuem espaçamento comparáveis em magnitude ao comprimento da onda (POSSAMAI, 2015). O princípio básico para a determinação de tensões residuais pela técnica está baseado na natureza da estrutura cristalina dos materiais, onde esta utiliza-se do espaçamento existente entre os planos da rede cristalográfica como parâmetro de medida e deformação, ou seja, considera as alterações no espaçamento interplanar ( $d$ ) gerados pela deformação elástica associada às tensões residuais.

O Raio X é uma forma de radiação eletromagnética que possui elevada energia e curto comprimento de onda. Quando um feixe de Raio X é dirigido para a superfície de um corpo, uma parte desses raios é absorvida pelos átomos enquanto outra parte se dispersa em todas as direções pelos elétrons associados a cada átomo ou íon que está na trajetória do feixe. Esta técnica está limitada a detecção de tensões superficiais, devido ao seu baixo poder de penetração. Para análise de tensões localizadas em regiões profundas, pode-se remover as camadas superficiais com ataque eletroquímico.

A Figura 20 apresenta o espalhamento das interferências construtivas, as quais são as condições para a ocorrência da difração de Raio X, que pode ser exemplificada por meio de dois planos paralelos de átomos A-A' e B-B', que possuem os mesmos índices de Miller  $h$ ,  $k$  e  $l$ , que estão separados por espaçamento interplanar ( $d_{hkl}$ ). Ao incidir um feixe de Raio X paralelo, monocromático, em fase e com comprimento de onda ( $\lambda$ ), sobre esses dois planos a

um determinado ângulo ( $\theta$ ), é possível perceber a difração dos raios 1 e 2, pelos átomos P e Q. Se a diferença entre os comprimentos das trajetórias entre 1-P-1' e 2-Q-2' for igual a um número inteiro ( $n$ ), uma interferência construtiva dos raios difratados 1' e 2' também irá ocorrer em um ângulo ( $\theta$ ) em relação aos planos. Com a lei formulada e todas as condições obedecidas, temos (SOUZA, 2012):



**Figura 20** – Espalhamento descrito pela Lei de Bragg (SOUZA, 2012).

$$n\lambda = 2d_{hkl} \cdot \sin\theta \quad (1)$$

Onde:  $n$  = número inteiro

$\lambda$  = Comprimento de onda do Raio X;

$d_{hkl}$  = Espaçamento interplanar entre planos sucessivos da rede cristalina;

$\theta$  = Ângulo de incidência em relação ao plano cristalino ou ângulo de difração.

Por meio de uma expressão simples, é possível relacionar o comprimento de onda do Raio X e o espaçamento interatômico ao ângulo do feixe difratado. Com esta lei é possível descobrir a variação do espaçamento interplanar antes e depois do carregamento das tensões ter sido aplicado, onde um detector é movimentado e permite encontrar a posição angular onde o Raio X difratado está localizado e registrar a intensidade destes raios para cada posição angular. A posição de cada pico permite avaliar a tensão dentro do componente (CULLITY e STOCK, 2001).

Se a Lei de Bragg não for satisfeita, então a interferência será de natureza não-construtiva de modo que irá produzir um feixe de difração com intensidade muito baixa.

A partir da lei de Bragg, observa-se que existem duas maneiras de determinar o parâmetro de rede  $d$ . A primeira técnica, denominada de método da varredura  $2\theta$ , o comprimento de onda  $\lambda$  é fixo e o ângulo de difração  $\theta$  é variado. A segunda técnica é o chamado método de varredura  $\lambda$ , onde o ângulo de difração  $\theta$  é mantido constante e o comprimento de onda  $\lambda$  é variado. No entanto deve-se notar que a técnica de difração de Raio X é geralmente restrita ao método de varredura  $2\theta$ , uma vez que a utilização de comprimento de onda constante está relacionada ao tipo de anodo em operação.

Avaliando pelo ponto de vista de medida de tensões, a rede cristalina pode ser considerada como um pequeno extensômetro, uma vez que pode se determinar as deformações induzidas por carregamentos externos.

Devido à forte absorção do Raio X pela matéria, esta técnica é limitada às camadas superficiais onde estes percorrem distâncias da ordem de  $10\mu\text{m}$ , ou seja, possui baixo poder de penetração. Para determinação de tensões residuais ao longo da profundidade do material, torna-se necessário remover por meio de ataques eletrolíticos sucessivos, o material da superfície do componente para exposição ao Raio X e assim medir as deformações e então calcular as distribuições das tensões residuais com a profundidade. Essa técnica apresenta uma desvantagem, pois a mesma está relacionada a geometria da peça examinada, pois essa deve permitir que o Raio X incida e seja refletido pelo detector sem obstrução (CULLITY e STOCK, 2001).

#### **b) Difração de nêutrons**

O fundamento básico desta técnica é o mesmo da difração de Raio-X: medir a deformação elástica em um material policristalino indiretamente por meio da medição da modificação do espaço interatômico que há entre um estado livre de tensões e um estado com tensões provindas do carregamento de trabalho ou residual. Porém a profundidade de penetração dos feixes de nêutrons é maior do que os feixes de Raio-X, permitindo a medição em profundidades maiores (GONZALES, 2009).

#### **c) Ultra-som**

A medição de tensões por este método tem sua origem na teoria acustoelástica. Segundo essa teoria, a velocidade de uma onda ultra-sônica é influenciada pela presença de

tensões internas no meio onde este se propaga. O nome acustoelasticidade é uma combinação dos termos acusto, relacionado às ondas, e elasticidade, às propriedades elásticas e às tensões. Há vários métodos de medição de tensões, cada um baseado no efeito dessas sobre um tipo específico de onda. Cada método possui seus arranjos instrumentais particulares, bem como suas limitações (BUENOS, 2010).

#### **d) Técnicas magnéticas**

Estas técnicas se baseiam na relação que existe, nos materiais ferromagnéticos, entre a magnetização e a deformação elástica. Experimentos demonstram que um pedaço de arame de aço, uma vez magnetizado, sofrerá alongação na direção de magnetização, ao passo que uma vez tracionado se magnetizará na direção da tração. Duas técnicas têm sido bastante exploradas além de serem aplicáveis na indústria: a técnica do ruído de Barkhausen e a técnica da magneto-estricção. A primeira se baseia na mudança no comportamento magnético causado pela presença de tensões, enquanto a segunda se baseia em medições da permeabilidade e da indução magnética do material (SOARES, 2003).

As Tabelas 3 e 4 mostram as características e comportamento dos principais métodos de medição das tensões residuais.

Tabela 3 – Características das principais técnicas de medição das tensões residuais.

Descrição	Furo cego	Deflexão	Seccionamento	Raio X	Difração de nêutrons	Ultrassom	Magnético
Hipóteses básicas	Tensão biaxial e uniforme na superfície do furo	Tensão biaxial e uniforme de um retângulo de dimensões grandes em comparação com a espessura	Campos de tensão 3D	Material policristalino de grãos finos, isotrópico e homogêneo	Material policristalino, isotrópico e homogêneo	Material isotrópico e homogêneo, tensão homogênea no caminho acústico entre o transmissor e o receptor.	Material ferromagnético
Tipo de tensões residuais analisado	Macroscópica	Macroscópica	Macroscópica	Macroscópicas e microscópicas	Macroscópica e microscópica	Macroscópica, Microscópica e submicroscópica.	Macroscópica e submicroscópica
Parâmetros medidos	Deformação ou Deslocamento superficial	Deformação ou deflexão.	Deformação ou deslocamento superficial	Mudança no espaçamento interplanar do material policristalino	Mudança no espaçamento interplanar do material policristalino	Variação da velocidade da onda ultrassônica	Amplitude de ruído Barkhausen ou Permeabilidade magnética
Área de análise mínima	0,5mm <sup>2</sup>	1000mm <sup>2</sup> 100mm <sup>2</sup> (para strain gages)	100mm <sup>2</sup>	0,5mm <sup>2</sup>	4mm <sup>2</sup>	0,1mm <sup>2</sup> (em alta frequência) e 30mm <sup>2</sup> (frequência mais baixa)	1mm <sup>2</sup> (Barkhausen) e 100mm <sup>2</sup> (permeabilidade)
Mínima profundidade analisada	20um	20um	1 a 2 mm	Dezenas de micrometros	1 mm	15um a 300um	100um
Custo do equipamento(US\$)	10.000 a 50.000	1000	15.000	100.000 a 200.000	Alguns milhões	40.000 a 200.000	10.000 a 60.000
Sistema portátil de medição	Sim	Não	Sim	Sim	Não	Sim	Sim
Incerteza típica	+/- 20MPa	+/- 30 MPa	+/- 10MPa	+/- 20MPa	+/- 30MPa	+/- 10 a 20MPa	+/- 10 a 20MPa
Tempo de preparação	2 hs	8 hs	5 a 200 hs	8 hs	1 semana	20 min.	10 min.
Tempo de medição	40 min.	30 min.	40min.	20 min.	2 hs.	alguns minutos	instantâneo
Profundidade de inspeção	0,02 a 15 mm	0,1 a 3 mm	Até 1mm	1 a 50 um(não destrutivo) 10mm (destrutivo)	2 a 50 mm	0,15 a 3 mm	0,1 a 1mm

**Tabela 4** - Comportamento dos principais métodos com relação á problemas microestruturais possíveis.

Descrição	Furo cego	Deflexão	Seccionamento	Raio X	Difração de nêutrons	Ultrassom	Magnético
Problemas para o caso de estruturas com grãos grandes	Não	Não	Não	Sim	Não	Sim	Sim
Sensibilidade à deformação ao encruamento	Baixa	Baixa	Baixa	Alta	Média	Alta	Alta
Análise de material de múltipla fase	Tensão média em todas as fases	Tensão média em todas as fases	Tensão média em todas as fases	Tensão em cada fase(se a menor fase exceder uma certa fração de volume)	Tensão em cada fase(se a menor fase exceder uma certa fração de volume)	Tensão média em todas as fases	Tensão média em todas as fases ferromagnéticas
Medidas de tensão em materiais amorfos	Possível	Possível	Possível	Impossível	Impossível	Possível	Possível em fases ferromagnéticas
Medidas e partes com baixo raio de curvatura	Possível $r > 5\text{mm}$	Possível com o método de Sachs	Difícil	Possível $r > 5\text{mm}$	Possível, medidas abaixo da superfície	Difícil, necessidade de sensor especial	Possível $r > 5\text{mm}$
Medidas em camadas (espessuras de camadas)	$> 50\mu\text{m}$	2 a 3 $\mu\text{m}$	$> 2\mu\text{m}$	Todas as espessuras	$> 2\text{mm}$	0,1 a 3mm	0,01 a 1mm

Nesse trabalho a técnica utilizada será a Difração de Raio X para avaliar as tensões residuais nas situações a serem comparadas (peça fraturada, após tratamento térmico simulado e após de *shot peening* de laboratório).

## 1.8 Principais causas de falhas em molas

As principais causas de falhas das molas são devidas ao material e condições de fabricação. Defeitos físicos decorrentes do enrolamento, defeitos relativos ao tratamento térmico ou relativos ao tratamento superficial podem ser causas de insucesso da mola.

CHAO e GUO (2016) examinaram duas molas fabricadas com o mesmo material (aço mola 65Mn C-GB / T 4357-2009), submetidas ao mesmo processo de fabricação e com as mesmas dimensões, porém uma das molas foi submetida a tratamento superficial. A Figura 21

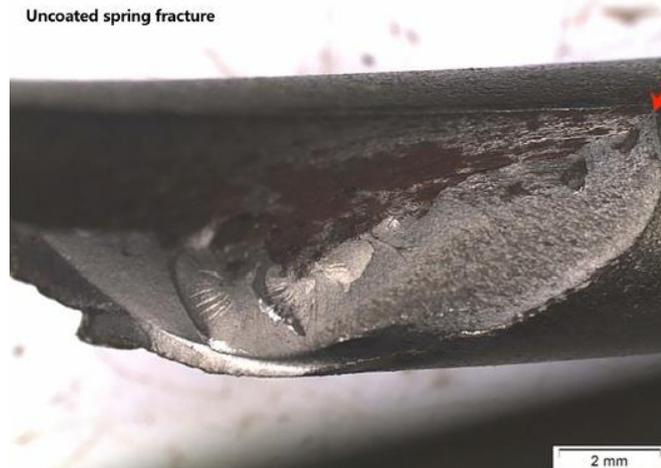
mostra a peça sem revestimento (ou sem qualquer tratamento superficial) e outra com eletrogalvanização (para adicionar 18  $\mu\text{m}$  de Níquel e, em seguida, 0,5  $\mu\text{m}$  de Cromo). Os componentes foram submetidos ao mesmo ensaio de fadiga e apresentaram falha em momentos diferentes e em regiões distintas. A mola revestida apresentou iniciação de fissuras e propagação estável da trinca a partir do diâmetro externo da bobina em direção ao seu interior, conforme observado na Figura 22. Na mola não revestida, o início da fissura começou a partir do lado interno da bobina, já que maiores tensões de torção são aplicadas no lado interno da bobina em comparação com o lado externo quando a mola experimenta uma condição de carga axial devido aos efeitos de curvatura, conforme observado na Figura 23 (CHAO e GUO, 2016).



**Figura 21** - Fraturas da mola não revestida (esquerda) e revestida (direita) após ensaio de fadiga (CHAO e GUO, 2016).



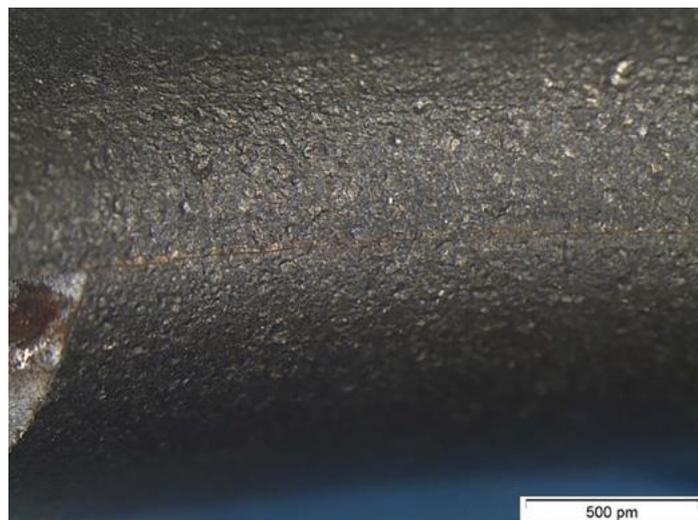
**Figura 22** - Fratura da mola revestida onde a fissura é iniciada a partir do lado externo do diâmetro da bobina; a seta indica o lugar de início da trinca (CHAO e GUO, 2016).



**Figura 23** - Fratura da mola não revestida, onde a fissura é iniciada a partir do lado interno do diâmetro da bobina; a seta indica o lugar de início da fratura (CHAO e GUO, 2016).

Uma razão para o início anormal da fissura no lado externo da mola revestida foi deduzida como sendo um *shot peening* insuficiente. Constatou-se também, que o exterior recebeu uma camada mais espessa do revestimento, o que gerou uma maior fragilização por hidrogênio. Para aumentar a resistência à fadiga da mola sua superfície foi polida dando um melhor acabamento ao revestimento.

A Figura 24 mostra que o *shot peening* na mola sem revestimento gerou cavidades pequenas e rasas, segundo CHAO e GUO (2016).



**Figura 24** - *Shot peening* insuficiente, o que gerou a falha por fadiga (CHAO e GUO, 2016).

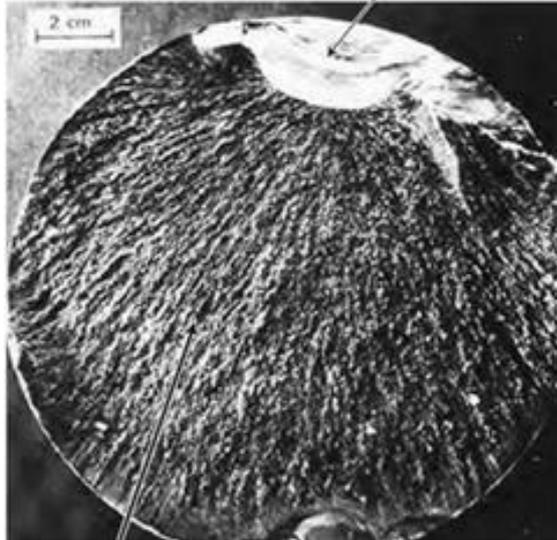
### 1.8.1 Fadiga

Fadiga é um processo progressivo e localizado de modificações estruturais permanentes ocorridas em um material submetido a condições que produzam tensões e deformações cíclicas que pode culminar em trincas ou fratura após um certo número de ciclos. É um fenômeno comum nos componentes sujeitos a carregamentos dinâmicos, como molas de suspensão. Em geral, essas tensões estão abaixo do limite de escoamento do material, porém, o fenômeno pode ocorrer quando o componente for submetido a tensões superiores ao escoamento.

As falhas por fadiga ocorrem normalmente em três estágios. No primeiro estágio, uma pequena trinca geralmente surge na superfície, frequentemente após um longo período de aplicação de carga. É normal encontrar os locais de nucleação na superfície ou nas proximidades, onde a concentração de tensões atinge valores máximos. Esses locais incluem descontinuidades superficiais, como entalhes ou poros, inclusões, contornos de grãos ou regiões com elevada concentração de discordâncias. Em seguida, a trinca propaga-se um pouco mais a cada ciclo de carregamento. Por fim, ocorre uma súbita fratura do material, quando a seção resistente é muito reduzida para suportar a carga aplicada.

Para que a fadiga ocorra, pelo menos parte do ciclo de tensão deve ser de tração.

A superfície da fratura por fadiga, especialmente junto à origem, tende a ser lisa. A superfície torna-se mais irregular com o aumento de tamanho da trinca e é fibrosa na parte final de propagação da trinca. Exames microscópicos e macroscópicos revelam que a superfície da fratura inclui um padrão de “marcas de praia” (*beach marks*) e / ou estrias. As marcas de praia são observadas com baixo aumento (baixa magnificação ou escala macroscópica) e se formam quando a carga varia de modo bastante irregular durante a utilização do componente ou quando a carga é intermitente. Surge uma frente oxidada na frente de propagação da trinca quando há interrupção da carga, que é reconhecida como marca de praia. As estrias são bem menores e podem ser vistas apenas com microscópio. Embora as marcas de praia sempre sugiram uma falha por fadiga, a ausência delas não elimina a possibilidade de uma fratura desse tipo (ASKELAND e PHULÉ, 2013). A Figura 25 mostra o aspecto macroscópico típico de superfície que falhou por fratura por fadiga.



**Figura 25** – Superfície de fratura por fadiga. As marcas de praia (modelo de aspecto macroscópico) indicam fadiga como o mecanismo de fratura (ASKELAND e PHULÉ, 2013).

No passado, foram utilizados elementos de liga para aumentar a resistência da mola e melhorar o limite de fadiga do aço mola. A resistência à fadiga é largamente influenciada pela superfície externa devido à descarbonetação, defeito de superfície, e por inclusões não metálicas (existência de um material estranho no interior do aço).

Além disso, há uma relação entre o limite de fadiga e de tamanho do grão austenítico, pois materiais com granulações grosseiras apresentam propriedades mecânicas inferiores.

### 1.8.2 Descarbonetação

A descarbonetação é a combinação do carbono do aço com o oxigênio livre do ambiente. Este processo conduz à perda de carbono do aço a partir da sua superfície, fazendo com que a peça fique com uma camada com teor reduzido deste elemento. A espessura desta camada dependerá do tempo e da temperatura em que a peça ficará exposta a estas condições. A diminuição do teor de carbono conduzirá a uma diminuição na dureza na região descarbonetada. Este fato se torna mais grave quando realizamos um tratamento térmico de têmpera, pois uma diminuição no teor de carbono provoca uma queda sensível na dureza, já que a dureza da martensita depende do teor de carbono. Assim sendo, as peças submetidas a tratamentos térmicos deverão ser protegidas por uma atmosfera neutra que impeça a descarbonetação. Isto pode ser conseguido utilizando-se fornos que produzam este tipo de atmosfera ou, caso isto não seja possível, deve-se envolver as peças em uma substância rica em carbono como cavacos de ferro fundido ou carvão.

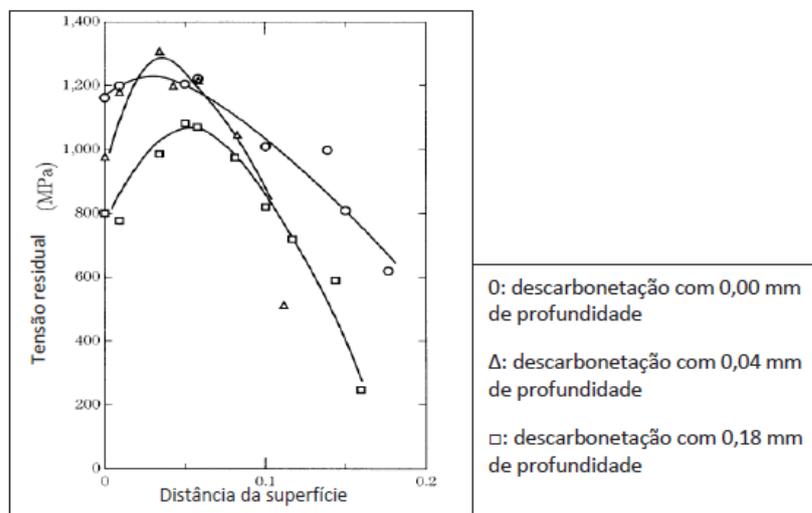
A profundidade de descarbonetação é um dos parâmetros que mais necessitam de controle dentro do processo de laminação, tendo impacto direto na qualidade final da mola.

A descarbonetação pode ser dividida em descarbonetação uniforme ou descarbonetação local. A descarbonetação uniforme é definida como a camada abaixo da superfície que sofre perda de carbono, que se estende uniformemente por todo o perímetro do material. A descarbonetação local é definida como o ponto onde existe a presença de ferrita ou uma fase transitória (ferrita-perlita).

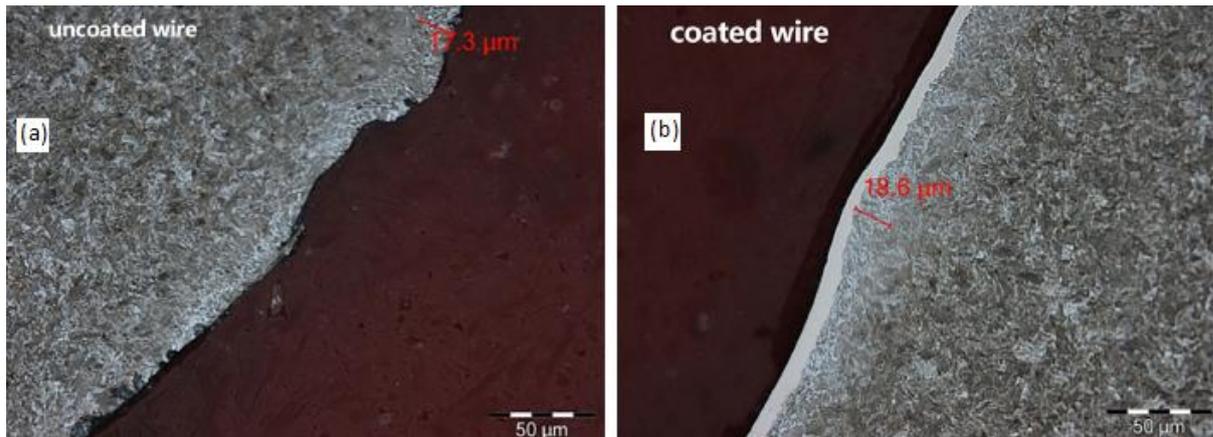
A perda de carbono é mais acentuada quanto maior for o teor de silício da liga. Por este motivo as diversas etapas do processo de fabricação devem ser rigorosamente controladas, desde o reaquecimento, passando pela conformação mecânica e tratamento térmico.

Dentre os defeitos superficiais, a descarbonetação apresenta o inconveniente de aumentar a tendência da mola a adquirir uma deformação permanente, além de reduzir o limite de fadiga (HATTORI, 2012).

Conforme observado na Figura 26, a descarbonetação afeta as tensões residuais compressivas induzidas pelo processo de jateamento, diminuindo assim a vida em fadiga da mola (PAULA, 2013). A Figura 27 mostra a indicação na microestrutura da descarbonetação na superfície da mola.



**Figura 26** - Efeito da descarbonetação na tensão residual gerada pelo jateamento (PAULA, 2013).



**Figura 27** - Descarbonetação de superfície de fios (a) não revestidos e (b) revestidos (CHAO, 2016).

### 1.8.3 Corrosão

Sabe-se que a corrosão também é uma das causas de quebra da mola (MARGHITU, 2005), porém é difícil prever com certeza o efeito de um ambiente corrosivo sobre o seu desempenho. Em geral, a corrosão galvânica e a corrosão sob tensão reduzem a vida e a capacidade de carga de molas. Os dois métodos mais comuns utilizados para combater os efeitos da corrosão são: a especificação dos materiais que são inertes com o ambiente e o uso de revestimentos protetores, que são geralmente utilizados no processo final de fabricação de molas (MARGHITU, 2005). A cobertura de pré-tratamento insuficiente não apenas causa a má qualidade do revestimento, mas também agrava a resistência à corrosão.

### 1.8.4 Imperfeições superficiais

Em geral, existem dois tipos de imperfeições causadas por impurezas que podem ficar presos no interior da solução de aço: a) grandes imperfeições, tais como inclusões causadas por elemento de liga, na rede cristalina; e b) imperfeições menores, como a presença do defeito no vértice da estrutura cristalina. As imperfeições da superfície podem ocorrer com o coalescimento de pequenas trincas, marcas de ferramentas, impurezas incorporadas ao material de base durante a trefilagem a frio, ou defeitos superficiais oriundos da matéria-prima.

A qualidade superficial é necessária para a produção de molas com excelente resistência mecânica e alto desempenho quando solicitadas em esforços elevados, aumentando a resistência à fadiga.

A conformação em temperaturas mais elevadas diminui a resistência mecânica do material, facilitando a conformação. Isto implica em uma diminuição na formação de defeitos durante este processo.

Contudo, uma temperatura mais elevada também facilita a descarbonetação. Assim, a conformação mecânica a quente precisa considerar cuidadosamente a relação de compromisso que existe entre a descarbonetação e a qualidade superficial, a fim de que parâmetros otimizados do processo sejam empregados.

## 2.8.4 MATERIAIS E MÉTODOS

### 2.1 Material

O estudo de caso foi realizado com amostras obtidas de uma mola helicoidal de compressão constituinte do sistema de *truck* de um carro torpedo, equipamento usado no transporte ferroviário de ferro gusa fundido pela Companhia Siderúrgica Nacional (CSN).

Conforme advindo de informações de área, o especificado em projeto era mola helicoidal compressiva com diâmetro médio de 177,6 mm, 7 espiras (número total, sendo 5,5 espiras ativas), diâmetro do arame de 47,6 mm e 425 mm de altura livre (sendo 333,2 mm a altura sólida, quando a mola está submetida à carga compressiva). O seu módulo de elasticidade era de 7734 kgf/mm e o componente foi projetado para suportar uma carga compressiva de 15969,53 kgf. O material era aço mola SAE 51B60, com dureza na faixa de 44 – 48 HRC (434 – 484 HV), retificada, 100% inspecionado por partículas magnéticas e com acabamento superficial 100% em *shot peening*. A mola foi conformada a quente.



**Figura 28** – Mola semelhante à utilizada neste estudo de caso (CSN, 2017).

A mola foi especificada para uma vida útil de 36 meses e, segundo informações de área, era o tempo médio no qual elas funcionavam sem falhar. Porém, a falha passou a ocorrer

após 16 meses de uso. O mesmo tipo de fratura ocorreu em outras molas do mesmo lote. Segundo informações de área, alterações no posicionamento da mola no carro torpedo e no projeto não foram efetivas em diminuir o número de falhas prematuras, o que motivou uma investigação mais aprofundada. A Figura 29 mostra um exemplo da falha em uma das molas do lote.



**Figura 29** – Mola retirada do mesmo lote. Fratura semelhante à estudada neste trabalho (CSN, 2017). Uma camada de tinta relativamente fina e com aspecto bastante preservado recobria a superfície das molas.

A Tabela 5 mostra a composição química nominal para o aço mola SAE 51B60.

**Tabela 5** – Composição química (percentagens em peso) de aço mola SAE 51B60 (MATWEB, 2018).

C	Mn	P <sub>máx.</sub>	S <sub>máx.</sub>	Si	Cr	B
0,56-0,64	0,75-1,00	0,003	0,04	0,15-0,35	0,70-0,90	0,0005 -0,0030

## 2.2 Preparação das amostras

Com o objetivo de não alterar e / ou introduzir o menor nível de tensões residuais nas amostras retiradas da mola falhada, foi utilizado corte à água para obtenção das mesmas. A máquina utilizada foi da marca Flow, modelo Mach 2 2031b.

Para a remoção da tinta da superfície da mola foi utilizada limpeza por ultrassom com diclorometano pureza analítica. Foram gastos no entorno de 24 horas de ultrassom ligado para esta remoção. Foram obtidas amostras de seções da mola relativamente longe da região fraturada e amostras bem próximas a região de fratura, incluindo amostra contendo a superfície de fratura bem preservada.

### **2.3 Análise química semi-quantitativa**

Análise química semi-quantitativa foi realizada por um detector de *Energy Dispersive Spectroscopy* (EDS) acoplado ao MEV. O detector estava instalado em um microscópio eletrônico de varredura modelo JEOL JSM-6510/LV, operando a 25kV e com precisão de medidas para os elementos de 0,03% (considerando o tempo de varredura usado).

### **2.4 Análise química quantitativa**

A análise química quantitativa do material foi feita pela empresa SGS LABMAT Análises e Ensaios de Materiais Ltda ([www.sgsgroup.com.br](http://www.sgsgroup.com.br), Rua João Leonardo Fustaino, 201 - Uninorte, Piracicaba – SP).

O tipo de ensaio foi por combustão (ASTM E 1019:2011) para oxigênio e enxofre e espectrometria de fluorescência de Raio X (ASTM E 572:2013) para os demais elementos, nas condições ambientais de 25°C de temperatura e 49% de umidade (Relatório de Ensaio No. PI1901964\_QUI Rev. 0, 2019).

### **2.5 Análise macrográfica**

Foi cortada uma amostra com 25mm de espessura preservando a superfície de fratura. Imagens macroscópicas da região fraturada foram feitas utilizando-se um estereoscópio da Marca Zeiss, modelo Discovery V8.

### **2.6 Análise fractográfica**

Para obtenção de aspectos fractográficos com maior resolução da superfície fraturada foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura (MEV) modelo JEOL JSM-6510/LV, operando a 25kV.

### **2.7 Análise microestrutural**

Amostras da seção transversal e longitudinal da mola foram submetidas a preparação metalográfica numa sequência de lixas 100, 220, 400, 600, 800 e 1200 e de polimento com

pastas de diamante de 3 $\mu$ m e 1 $\mu$ m. Na sequência, usou-se ataque químico por 5 segundos com Nital 5% (ácido nítrico e álcool na proporção 5 ml para 100 ml, respectivamente). O ataque químico foi utilizado com o objetivo de permitir a identificação dos contornos de grão e as diferentes fases na microestrutura.

A captura das imagens dos aspectos microestruturais foi feita por meio de um microscópio óptico Zeiss (MO), modelo Imager M1m com sistema de captura digital de imagens. Além disso, foi utilizado também para a caracterização microestrutural um MEV de bancada Hitachi, modelo TM3000, operando a 15kV.

Todas as imagens para análises microestruturais (em microscopia óptica – MO ou em microscopia eletrônica de varredura – MEV) foram obtidas em amostras submetidas à preparação metalográfica com ataque químico com Nital 5%.

## 2.8 Ensaio com líquido penetrante

Com o intuito de se verificar a possível presença de trincas na superfície da mola foi feito ensaio não destrutivo com líquido penetrante conforme especificação apresentada na Tabela 6. Todas amostras disponíveis foram avaliadas.

**Tabela 6** – Especificação do líquido penetrante utilizado.

Nível de sensibilidade	2 (sensibilidade média, bom desempenho em superfícies ásperas)
Método	A (lavável em água)
Tipo	2

O líquido penetrante atuou por um tempo de 15 minutos. Após este tempo, o excesso de produto foi retirado com água e a superfície foi seca com uma estopa. Retirado o excesso de líquido penetrante das superfícies avaliadas, aplicou-se uma camada de revelador.

## 2.9 Ensaio de microdureza Vickers

Para aferir a microdureza interna do material, foi utilizado um microdurômetro PANTEC MV-1000A, no qual adotou-se uma carga de 200 gramas (1,96N) com tempo de 10 segundos de aplicação de carga. Foram realizadas 19 medidas em pontos aleatórios na região

central das amostras e 19 medidas próximas à superfície (até 200 $\mu$ m de profundidade em relação a superfície). Também foram feitas 10 medidas seguindo na direção radial da amostra. Todas as medidas foram feitas segundo a norma ABNT NBR ISO 6507-1 (ABNT, 2008).

## 2.10 Dureza Rockwell

Um durômetro da Digimesse foi utilizado para medir a dureza superficial tipo Rockwell na escala N das amostras. Foram feitas medições na superfície côncava e convexa das amostras, todas com carga de 30 kgf com tempo de aplicação de 6 segundos.

## 2.11 Tensometria por Difração de Raio X

As medidas de tensões residuais foram feitas no Laboratório de Análise de Tensões Residuais da Universidade Federal Fluminense (UFF), utilizando um analisador de tensões XSTRESS 3000 da marca Stresstech, por Difração de Raio X, utilizando o método do  $\sin^2\psi$ . Os parâmetros utilizados são apresentados na Tabela 7.

Com base em um ajuste de regressão linear, as variações de gráficos  $2\theta$  versus  $\sin^2\psi$  foram registrados e a tensão residual foi avaliada pelo software XTronic V1-0 Standard.

**Tabela 7** – Parâmetros utilizados no ensaio de difração de raio X para medidas de tensões residuais.

Diâmetro do Colimador (mm)	2
Ângulo de incidência ( $2\theta$ ) ( $^\circ$ )	156,8
Plano de difração (hkl)	(211)
Radiação	CrK $\alpha$
Comprimento de onda ( $\lambda$ ) CrK $\alpha$ (Å)	2,29092
Corrente (mA)	4,7
Tensão (kV)	25
Inclinação $\psi$ ( $^\circ$ )	0, 18, 27, 33 e 45
Tempo de exposição (s)	10

Antes de todas as medições de tensão residual, os pontos escolhidos foram polidos eletroliticamente para a retirada de qualquer tipo de óxido ou impureza da superfície da amostra.

## 2 Simulação do tratamento industrial de têmpera, revenido e *shot peening*

O objetivo da simulação dos tratamentos foi comparar as situações de microestrutura, dureza e tensões residuais obtidos para a peça fraturada aos valores e características gerados ao serem refeitas as etapas de tratamento térmico (têmpera e revenido) e *shot peening*, conforme o especificado para a mola em questão e de modo controlado.

### a) Têmpera e revenido

Com o objetivo de reverter (eliminar) as possíveis tensões residuais introduzidas na superfície da mola pelo suposto *shot peening* realizado na mesma (conforme especificação) e conhecer-se o nível de tensões residuais gerados apenas pelas etapas de têmpera e revenido, estes tratamentos foram refeitos na mesma amostra anteriormente usada para medidas de tensões residuais e dureza (tanto superficial quanto da seção transversal). A austenitização para têmpera consistia na imersão em banho de sal com 0,80% C, a 850 °C por 40 minutos, com o resfriamento em óleo e o revenido a 500°C por 3 horas, pela empresa Temperação ([www.temperacorio.com.br](http://www.temperacorio.com.br), Rua Cascais, 191, Penha Circular, Rio de Janeiro - RJ). As amostras foram temperadas em um banho de sal que tem uma porcentagem de carbono de 0,80%. O controle se fez titulando com uma amostra do banho a porcentagem de cianeto. Como o tempo e temperatura foram mínimos não houve tempo para modificar a superfície da peça. Após o tratamento foi aferida a dureza da superfície do material, com um durômetro Lusar TDU 266 obtendo-se 409 HB (44HRC), com carga 3000kg.

### b) *Shot peening*

Após serem refeitos os tratamentos térmicos de têmpera e revenido, foi feito *shot peening* na superfície externa de duas amostras, com o objetivo de comparar os novos valores com os obtidos anteriormente na mesma amostra da mola fraturada. O tratamento foi realizado pela empresa Rassini NHK Automotive ([www.rassini-nhk.com.br](http://www.rassini-nhk.com.br), Rodovia Presidente Dutra, s/n, Rancho Novo, Nova Iguaçu - RJ.). Os parâmetros deste *shot peening* encontram-se na Tabela 8.

**Tabela 8** – Parâmetros adotados na operação de *shot peening*.

Amperagem da Máquina (0,78 – 0,92) [A]	80 – 80 A
Arco Almen (0,50 – 0,90) [adimensional]	0,64/ 0,76/ 0,87
Granulometria (mín. 90%)	92,5%
Cobertura (mín. 90%)	98%

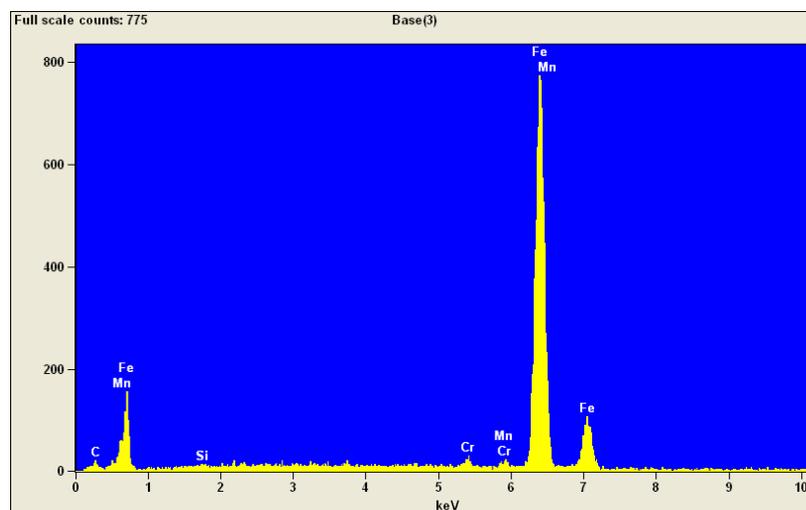
Após este *shot peening*, as amostras passaram novamente pela análise microestrutural, análise de dureza e medição de tensões residuais para comparação dos valores obtidos da mola originalmente fraturada com os valores das amostras simuladas em laboratório.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 3.1 Análise química semi-quantitativa

Análise química semi-quantitativa por espectroscopia por dispersão de energia (EDS) foi realizada em diversos pontos de amostras do material para determinar se o mesmo possuía composição química conforme determinado por norma e conforme especificação (ISO 20720: 2018). A análise por EDS é semi-quantitativa, portanto, inicialmente foi obtido um ranqueamento dos elementos presentes e suas quantidades relativas e que, posteriormente, foram confirmados por análise química quantitativa (NASRAZADANI e HASSANI, 2016).

A Figura 30 exemplifica os resultados obtidos para todos os espectros de energia características geradas por EDS. A técnica não é a mais indicada para medidas assertivas da presença de elementos leves como o carbono, por exemplo (NASRAZADANI e HASSANI, 2016).



**Figura 30** – Espectro obtido por EDS das energias características dos elementos presentes na amostra da mola. Nota-se as presenças significativas e em ordem decrescente de Fe, Mn, Cr e Si.

A Tabela 9 exemplifica todos os resultados obtidos para o ranqueamento dos elementos presentes no material e seus percentuais relativos que, com exceção do carbono, estão relativamente de acordo com as percentagens presentes para um aço mola SAE 51B60, como foi mostrado na Tabela 5 em Materiais e Métodos.

**Tabela 9** – Elementos presentes no aço mola fraturado e suas percentagens relativas.

Elemento	% peso	% peso	% atômica	% atômica
		Erro		Erro
C	7,89	+/- 1,13	28,41	+/- 4,06
Si	0,25	+/- 0,10	0,38	+/- 0,15
Cr	0,85	+/- 0,13	0,71	+/- 0,11
Mn	1,28	+/- 0,23	1,01	+/- 0,18
Fe	89,73	+/- 1,30	69,49	+/- 1,00
Total	100,00		100,00	

A especificação para aço mola SAE 51B60 mostra que manganês, cromo e silício possuem, nesta ordem, percentuais significativos na composição do aço, confirmados pela análise semi-quantitativa feita por EDS.

### 3.2 Análise química quantitativa

Foi realizado o ensaio para verificação de carbono e enxofre via combustão, de acordo com a norma ASTM E 1019:2011. Para a quantificação de outros elementos químicos, foi usada a técnica de Espectrometria de Fluorescência de Raio X, com o método descrito pela ASTM E 572:2013. Ambos os testes foram realizados nas condições ambientais de temperatura de 25°C e umidade de 49%. Os valores obtidos são mostrados na Tabela 10.

**Tabela 10** – Elementos químicos encontrados na amostra do aço mola SAE 51B60.

Elemento Químico	Percentual (%)
Carbono (C)	0,680
Enxofre (S)	0,014
Alumínio (Al)	0,051
Cromo (Cr)	0,523
Cobre (Cu)	0,142
Ferro (Fe)	Base
Manganês (Mn)	0,883
Chumbo (Pb)	0,001
Molibdênio (Mo)	0,021
Níquel (Ni)	0,061
Fósforo (P)	0,009
Silício (Si)	0,259
Vanádio (V)	0,005

Dos resultados obtidos pode-se observar que o percentual de carbono (0,680%) está ligeiramente superior ao estipulado por norma (0,54-0,64%), porém este aumento não deverá alterar significativamente as propriedades do material, como a dureza, por exemplo. Níveis

mais altos de carbono aumentam a resistência mecânica e o ponto de escoamento, que é benéfico. No entanto, a adição de carbono reduz a tenacidade, o que pode levar a uma fratura frágil. Da mesma forma, o fósforo (0,009%) também está um pouco acima do máximo permitido (0,003%). Sabe-se que este elemento aumenta o limite de resistência, eleva a fragilidade, aumenta a susceptibilidade à corrosão e a dureza, prejudica a ductilidade e sua soldabilidade. Porém, essas alterações são observadas somente quando seu teor ultrapassa em demasia os limites estabelecidos por norma, o que não foi o caso no material estudado. Cromo (0,523%) está inferior ao exigido por norma (0,7-0,9%), o que significa uma diminuição na resistência a corrosão / oxidação do material (HAYES, GRAY, SZMODIS e ORME, 2006). O cromo tem influência decisiva no tratamento térmico, melhorando temperabilidade, controle de tamanho de grão e resistência à decarbonetação.

Aço SAE 51B60 difere do SAE 5160 pela adição de boro. Este elemento não foi detectado na análise química do material. Porém, devido ao pequeno valor esperado (0,0005 a 0,0030wt.%), as técnicas convencionais de análise química podem não ser suficientes para identificar o teor da sua presença. Uma pequena quantidade de boro promove atrasos na nucleação da ferrita na transformação austenita-ferrita devido a sua segregação no contorno de grão austenítico. Esse mecanismo melhora a temperabilidade do aço, especialmente quando adicionado ao Mo ou Cr. Conforme será apresentado a seguir, o tratamento térmico realizado pelo fabricante foi bem sucedido, por isso não foi considerado necessário expandir a investigação da presença de boro.

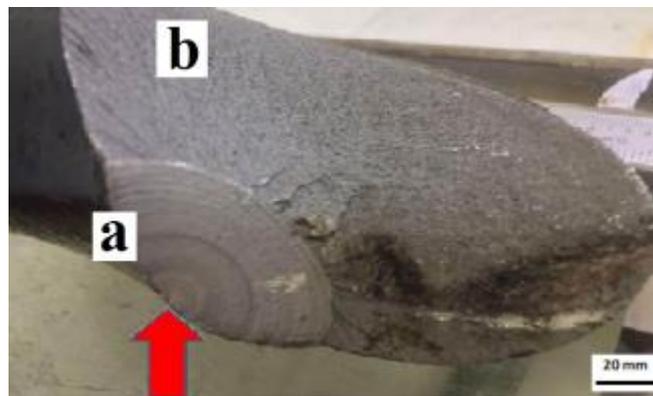
A presença de pequena quantidade de cromo pode prejudicar a temperabilidade do material. Por outro lado, a maior quantidade de carbono atua deslocando a curva do diagrama de transformação tempo temperatura (TTT) para a direita, facilitando o processo de têmpera.

Os resultados da análise química quantitativa confirmaram as análises por EDS e mostraram que, apesar das pequenas diferenças nos percentuais de carbono, fósforo e cromo, o aço mola encontrava-se dentro da composição química estipulada para seu propósito.

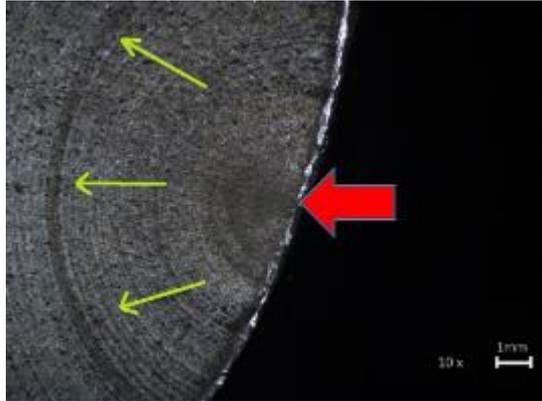
### 3.3 Análise da falha

Durante a inspeção ainda com vista desarmada, pôde-se identificar que o possível início do processo de fratura encontrava-se na região com aspecto mais plano sobre a superfície fraturada, onde marcas de praia ou marcas concêntricas partiam da superfície externa da mola (parte interna da espira – região com maior rigidez devido aos efeitos da curvatura, já que o comprimento a ser torcido é menor internamente. O aumento da rigidez causa um aumento da tensão) e avançavam para o interior da mesma, culminando numa superfície de aspecto mais rugoso (ASM Handbook volume 11, 2002). Este crescimento diminui a área resistente do componente. Em algum momento, a área resistente atinge seu limite e o componente quebra por sobrecarga, originando a região fibrosa e irregular da fratura. A área correspondente a propagação da trinca foi medida por processamento digital de imagens e correspondeu a 14,2%. Este aspecto macroscópico da superfície fraturada já indicava que o modo de falha aparentemente era do tipo fratura por fadiga, como mostra a Figura 31). Um metal falha por fadiga quando o material é submetido a tensões variáveis no tempo e sofre fratura a tensões muito mais baixas do que poderia suportar quando submetido a uma tensão estática simples (ASM Handbook, Volume 11, 2002).

A Figura 32 mostra o aspecto macrográfico da superfície fraturada e o local da provável nucleação da trinca está indicado. Estes aspectos de fratura são comumente associados à processos de propagação de trinca por fadiga. A letra (a) indica o início da fratura e (b) o seu fim.



**Figura 31** – Superfície de fratura da mola de um carro torpedo. A seta indica o provável início da fratura. As marcas concêntricas mostram o provável sentido da propagação da trinca. A área de fadiga (marcas de praia) é de 14,2% da área total da ruptura.



**Figura 32** – Aspecto macrográfico mostrando o início da formação da trinca e a partir dele, a propagação da trinca a cada ciclo de carregamento e a formação das marcas de praia. A seta vermelha indica o ponto inicial e as setas amarelas o sentido de propagação da trinca.

As marcas de estrias sobre a superfície do metal normalmente são formadas durante as variações de carga cíclicas sobre o material. As estrias mostram a posição da frente da trinca após cada ciclo.

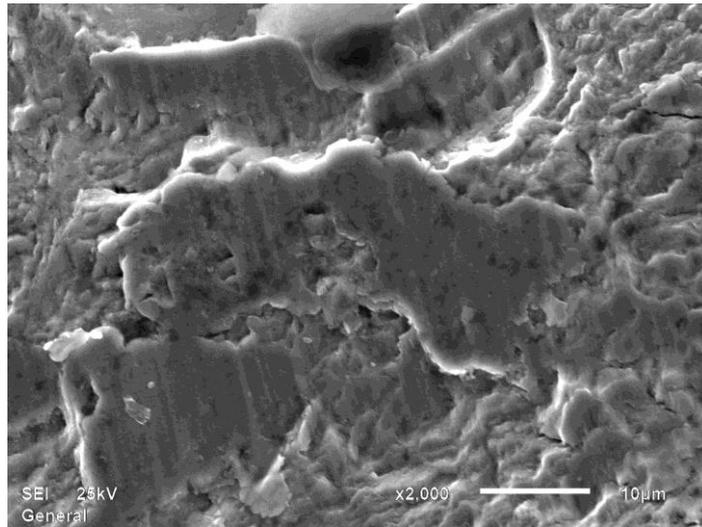
O acabamento superficial da peça é de fundamental importância para o aumento da resistência a fadiga do componente. Trincas resultantes dos processos de fabricação, poros gerados por corrosão, marcas devido a procedimentos inadequados de montagem e outros fatores semelhantes reduzem drasticamente o desempenho do material quando submetido a tensões de fadiga.

A Figura 33 mostra um aspecto fractográfico obtido exatamente no local suposto ser o de início da fratura, no qual revelou-se a presença de pequena região deformada junto à superfície. Esta pequena deformação na superfície da mola, com largura em torno de  $290\mu\text{m}$ , pode ter atuado como um concentrador de tensões, dando início à falha.



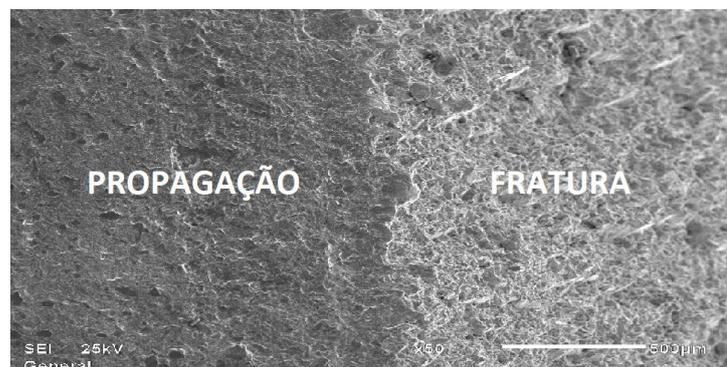
**Figura 33** – Região de provável início da falha e que mostra uma pequena deformação. Imagem obtida em MEV, aumento de 100x.

A Figura 34 exemplifica os aspectos da morfologia da superfície fraturada para a região mais plana da fratura (região mais plana, detalhe da Figura 30). Existe um aspecto típico do mecanismo de propagação de trinca por fadiga, com a presença de estrias paralelas na superfície. Os ciclos de carregamento provocam o avanço da frente de propagação da trinca e formam as estrias ou pequenos degraus de espaçamento em escala micrométrica (AKYILDIZ et al, 2015).



**Figura 34** – Aspecto fractográfico da região plana da superfície de fratura. A imagem obtida por MEV evidencia a presença das estrias paralelas. MEV, aumento de 2000x.

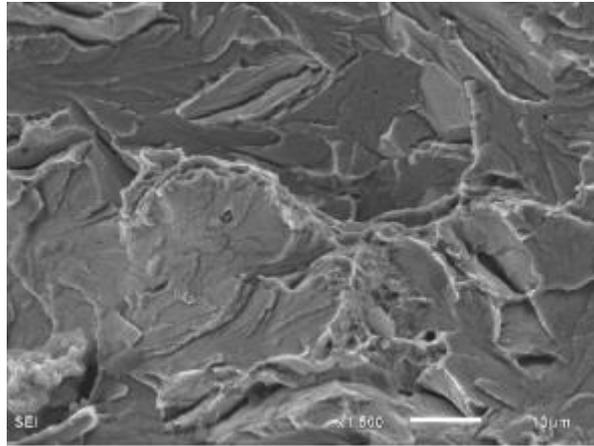
A Figura 35 mostra o aspecto fractográfico da região de transição entre a parte plana da superfície fraturada e a parte rugosa, esta última a região do final da fratura com aspecto típico de fratura frágil.



**Figura 35** – Transição entre a região de propagação cíclica da trinca (parte mais plana à esquerda da imagem) e região final de falha frágil e abrupta (superfície mais rugosa e mais brilhante na imagem, lado direito). MEV, aumento de 50X.

A Figura 36 mostra a região rugosa e com o aspecto irregular da fratura foi mostrado na Figura 35. Esta imagem mostra que a fratura ocorreu de forma frágil, fato esperado para o

material utilizado, aço SAE 51B60. O aspecto obtido está associado a uma fratura por clivagem, na qual a falha atravessa os grãos, gerando um aspecto como resultado de mudanças na orientação do grão.



**Figura 36** - Região rugosa e com o aspecto irregular da fratura mostrada na Figura 35.

### 3.4 Ensaio com líquido penetrante

Amostras retiradas da mola foram submetidas ao ensaio não destrutivo com líquido penetrante. Este teste permite a identificação de trincas superficiais que normalmente favorecem falhas por fadiga (ASTM E165/E165M-12, 2012 e FRAGOUDAKIS et al, 2012), porém nenhum defeito superficial (trincas, macroporos, entre outros) foi encontrado. Estes defeitos superficiais podem se propagar com o carregamento cíclico e levar à fratura por fadiga. A Figura 37 mostra o exemplo de uma das amostras ensaiada.



**Figura 37** – Amostra submetida ao ensaio não destrutivo de líquido penetrante para localização de defeitos superficiais. Nenhum defeito foi encontrado, pois a coloração da região avaliada permaneceu homogênea.

### 3.5 Ensaio de microdureza Vickers

As Tabelas 11 e 12 mostram as medidas de microdureza obtidas para a região do núcleo da mola e a superfície da mola fraturada, respectivamente.

**Tabela 11** – Medidas de microdureza (HV) no núcleo do material.

Medida	Microdureza (HV)
1	517,34
2	506,45
3	499,45
4	556,64
5	551,31
6	515,88
7	503,15
8	495,36
9	551,31
10	468,46
11	479,04
12	479,88
13	472,22
14	500,86
15	473,93
16	482,05
17	477,76
18	467,63
19	499,02

**Tabela 12** – Medidas de microdureza (HV) na superfície do material.

Medida	Microdureza (HV)
1	331,71
2	330,97
3	286,57
4	326,56
5	299,75
6	297,45
7	281,26
8	277,25
9	303,19
10	312,05
11	323,21
12	355,77
13	395,98
14	335,72
15	308,02
16	335,98
17	330,97
18	342,37
19	357,97

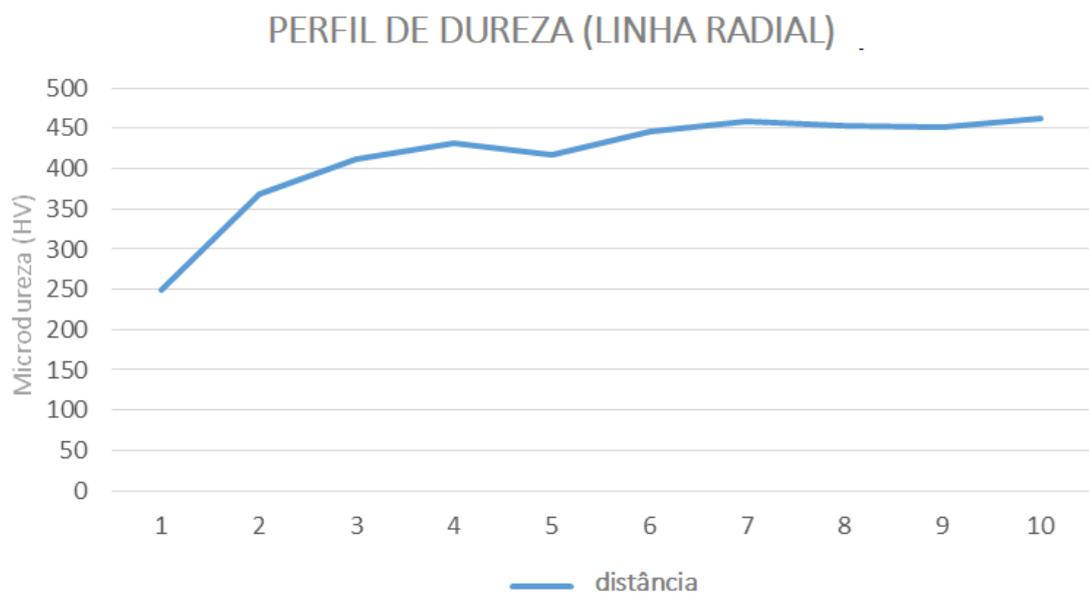
A Tabela 13 apresenta também medidas de microdureza, porém, elas foram obtidas a partir da superfície e foram feitas avançando para o interior do material, seguindo uma linha radial e até uma distância de 1,875 mm da superfície.

**Tabela 13** – Medidas de microdureza (HV) na linha radial do material.

Medida	Microdureza (HV)
1	248,58
2	369,35
3	412,42
4	431,27
5	417,63
6	445,98
7	459,03
8	454,22
9	451,04
10	463,08

O Gráfico 1 mostra o “perfil de dureza” a partir da superfície em direção ao núcleo do material, até uma distância de 1,875 mm da superfície. O ponto 1 representa a região imediatamente abaixo da superfície, cuja dureza é menor. O ponto 10 está mais distante da superfície apresentando uma dureza mais próxima ao determinado em projeto. Observa-se que a dureza diminui à medida que se aproxima da superfície.

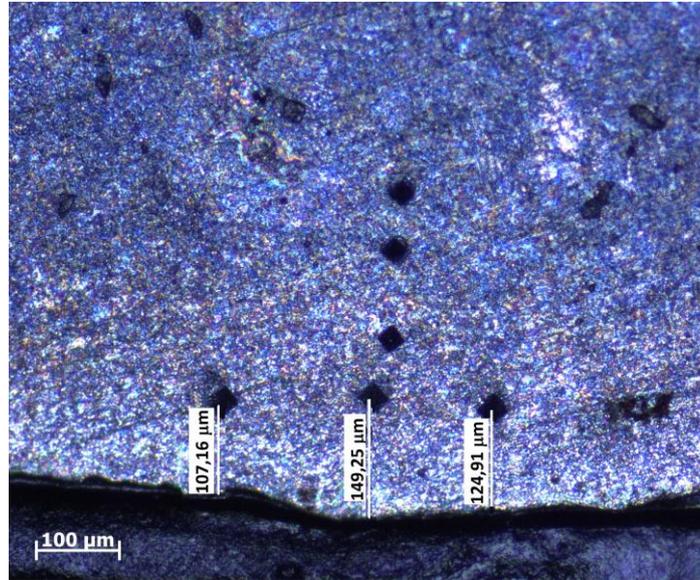
**Gráfico 1** – Perfil de dureza para uma linha radial partindo da superfície do material (distância 1) em direção ao seu interior (distância 10), até uma distância de 1,875 mm da superfície.



O valor médio da microdureza obtido para a região do núcleo da mola foi  $499,88 \text{ HV} \pm 27,39$ , para a região próxima à superfície da mesma foi de  $322,78 \text{ HV} \pm 28,69$  (medidas realizadas a uma profundidade de  $130 \mu\text{m}$ ). e na linha radial, a partir da superfície e até uma profundidade de  $1,875 \text{ mm}$ , foi de  $415,26 \pm 61,73$ . Como a faixa de dureza especificada para o material é de  $434 - 484 \text{ HV}$  ( $44 - 48 \text{ HRC}$ ), o valor médio obtido para o núcleo foi aproximadamente  $8,9\%$  superior ao limite máximo da faixa especificada (o que pode ser considerado aceitável), o valor obtido para a região da superfície foi  $29,68\%$  inferior ao valor mínimo especificado e o valor encontrado na linha radial foi  $9,59\%$  inferior ao mínimo especificado. Considerando estes resultados, o valor encontrado na região próxima à superfície foi então considerado um tanto aquém do que se esperava para valor de dureza admissível (a menor possível) (BUSSAB, 2017). Uma menor dureza na superfície pode estar relacionada a fatores como um não efetivo processo de *shot peening* (o que não gera encruamento significativo nesta região, e por consequência não leva a um aumento na resistência à fadiga da mola) ou à presença de uma microestrutura de menor resistência mecânica / dureza na superfície do material (ASM Handbook volume 5, 2015 e ASM Handbook, volume 11, 2002). Como exposto na revisão bibliográfica, o *shot peening* é um processo que promove o aumento da densidade de discordâncias nas camadas superficiais do componente, o aparecimento de macro tensões residuais e um incremento no limite de escoamento na superfície do material. Essas tensões residuais compressivas podem impedir (até certo ponto) a propagação de trincas, ao contrário do que ocorreu neste caso. Sabe-se que a dureza superficial de molas ou arames submetidos ao *shot peening* é maior e de sensível diferença em relação ao núcleo do material, e que isto pode ser caracterizado por medidas de dureza. Conforme dito anteriormente na Revisão Bibliográfica, a tensão compressiva atua “fechando” possíveis defeitos na superfície do material, dessa forma, dificultando o/a crescimento/propagação do defeito (PAULA, 2013). Assim, coube a verificação tanto da efetiva realização do *shot peening* na mola, quanto de uma possível alteração microestrutural na região de sua superfície que pudesse ter provocado a menor dureza.

A Figura 38 mostra medidas de microdureza Vickers realizadas no núcleo da mola (região superior da imagem) e próximas a superfície (região inferior). A média da distância de três indentações próximas a superfície na imagem foi de  $127,11 \mu\text{m}$ , o que mostrou que neste comprimento o material estava com sua dureza reduzida em relação ao valor especificado.

Conforme já dito, esta redução da dureza tanto pode estar relacionada ao não encruamento da superfície devido ao processo de *shot peening*, quanto à uma possível descarbonetação na superfície do material, já que a dureza da martensita revenida depende do teor de carbono (BAGGERLY, 1994).



**Figura 38** – Medidas de microdureza Vickers realizadas em amostra atacada quimicamente por Nital 5%, tanto na região próxima à superfície do material quanto mais próximas ao núcleo. MO, aumento de 100x.

### 3.6 Comparação entre resultados obtidos da peça fraturada e das amostras após simulação do *shot peening*

#### 3.6.1 Ensaio de dureza superficial Rockwell

Antes da simulação do *shot peening* industrial, foram feitas medidas da dureza superficial Rockwell na escala N sobre a superfície da mola fraturada. A Tabela 14 mostra as medidas de dureza superficial obtidas para a superfície da mola fraturada.

**Tabela 14** – Medidas de dureza superficial (feitas na superfície da mola fraturada).

Medida	Dureza (HRN)	Dureza (HV)
1	44	254
2	43	246,88
3	46	266,67
4	49	289,56
5	46	266,67

A média da dureza obtida foi de  $45,6 \pm 2,06$  HRN. Este valor convertido para a escala Vickers (ASM Handbook volume 8, 2017) foi  $264,75 \pm 14,54$  HV. A média do valor obtido foi considerado fora da faixa especificada para a mola (434 – 484 HV), pois foi 42,48% inferior ao valor mínimo determinado em projeto para o material. Esta medida de dureza realizada na superfície externa da mola, confirmou os resultados obtidos de microdureza.

A Tabela 15 mostra a medida de dureza na superfície da amostra após tratamento térmico e *shot peening* simulados.

**Tabela 15** – Medidas de dureza na superfície após simulação de tratamento térmico e *shot peening*.

Medida	Dureza (HR)	Dureza (HV)
1	69	521,33
2	56	355
3	63	432,78
4	62	420,56
5	53	324,75
6	66	473,89
Média	$61,5 \pm 5,5$	$421,38 \pm 66,61$

Os resultados mostraram que após refeitos os tratamentos térmicos de têmpera e revenido e de *shot peening*, realizados com o intuito de retirar qualquer vestígio dos tratamentos anteriores, a média da dureza superficial medida na superfície externa da mola foi de  $61,5 \pm 5,5$  HRN. Convertida para a escala Vickers (ASM Handbook volume 8, 2017) a dureza foi  $421,38 \pm 66,61$ . A média do resultado obtido foi 8,19% inferior ao máximo determinado pelo projeto. É importante que fique claro que a medida da dureza superficial afere o valor da região mais externa e também de camadas mais profundas (imediatamente abaixo), quando comparado à microdureza. Outro ponto importante é que devido a peça ser curva, a medição de dureza superficial é dificultada.

Comparando-se as durezas da superfície antes e após os tratamentos simulados, este último feito com total observância dos parâmetros de processamento para adequação da mola às propriedades finais desejadas, houve uma difusão do carbono do interior material para a sua superfície, aumentando desta forma a dureza da região superficial após os tratamentos simulados (ASKLAND e PHULÉ, 2013).

A Tabela 16 apresenta os resultados obtidos para dureza, para medidas realizadas no interior da amostra e após tratamento térmico e *shot peening* simulados.

**Tabela 16** – Medidas de dureza no bulk (interior) da amostra após simulação de tratamento térmico e *shot peening*.

Medida	Dureza (HRN)	Dureza (HV)
1	69	521,33
2	71	556,8
3	68	504,66
4	68	504,66
5	69	521,33
6	69	521,33
Média	$69 \pm 1$	$521,69 \pm 17,38$

A média da dureza no interior da amostra foi de  $69 \pm 1$  HRN, que convertida para a escala Vickers (ASM Handbook volume 8, 2017) encontra-se  $521,69 \pm 17,38$  HV. Este valor é 13,66% superior ao determinado em projeto, uma diferença considerada aceitável (BUSSAB, 2017).

### 3.6.2 Análise de tensões residuais

A tensão residual compressiva na superfície da mola fraturada foi de  $-356 \pm 5$  MPa. Considerando que a mola fraturada tenha sido submetida ao processo de *shot peening* conforme havia sido para ela especificado, esta tensão foi gerada devido ao referido processo que, conforme dito anteriormente, aumenta a resistência à fadiga da mola. Esta compressão atua “fechando” o limite entre os grãos e também qualquer pequeno defeito que possa existir na superfície do material.

Para verificar a efetividade do tratamento superficial de *shot peening*, foi feito um novo tratamento térmico de têmpera e revenido, seguido por um *shot peening* tal como feito para molas das do porte sob análise. Após têmpera e revenido, obteve-se  $20 \pm 20$  MPa como valor de tensão residual na região da superfície (mesmo local anteriormente medido), caracterizando assim ausência de tensão residual compressiva.

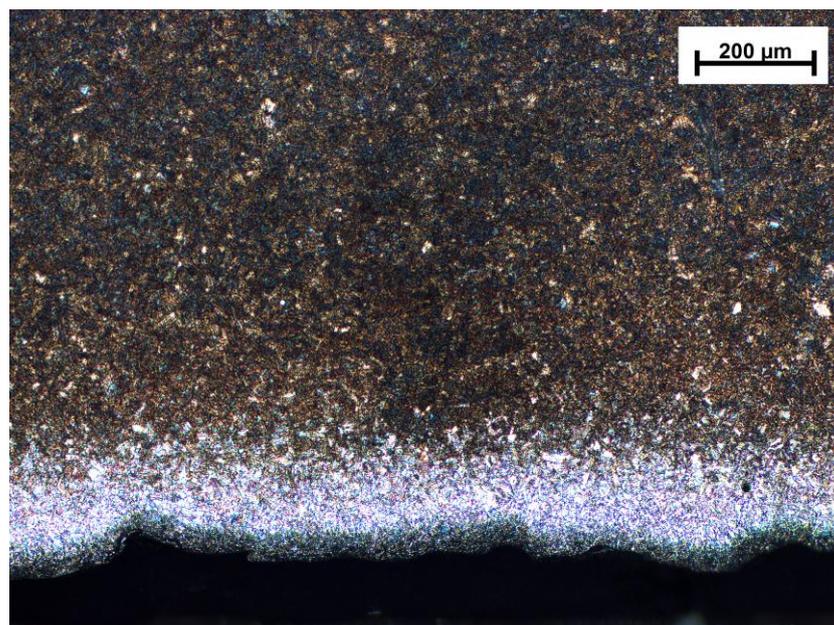
Após *shot peening* simulado foi medida a tensão residual compressiva de  $-471 \pm 9$  MPa.

Pelo valor obtido após todo o processo feito no material, pôde-se concluir que o *shot peening* foi de fato realizado sobre a mola durante sua fabricação, uma vez que as tensões residuais medidas antes x depois da simulação foram ambas compressivas e com apenas 24% de diferença entre os valores locais. Como será exposto na Análise Microestrutural (item 3.6.3 deste trabalho), houve uma descarbonetação na superfície da mola e a diferença entre os valores da tensão residual deu-se devido a esta perda de carbono superficial, gerando uma região com menor dureza.

### 3.6.3 Análise microestrutural

A Figura 39 exemplifica os aspectos micrográficos de amostras da mola fraturada submetidas à preparação metalográfica, cujo resultado revelou uma microestrutura homogênea composta de martensita revenida, desde a partir do seu interior até a superfície do material.

Esta característica corrobora com a especificação de aços mola (SAE J 404, 2009). Além disso, a imagem evidencia a presença de uma região relativamente mais clara, confirmando uma descarbonetação na superfície do material (CHAO e GUO, 2016). Esta descarbonetação foi responsável pela redução da dureza na superfície da mola fraturada em espessura variando entorno de aproximadamente 150  $\mu\text{m}$  de penetração na mola.



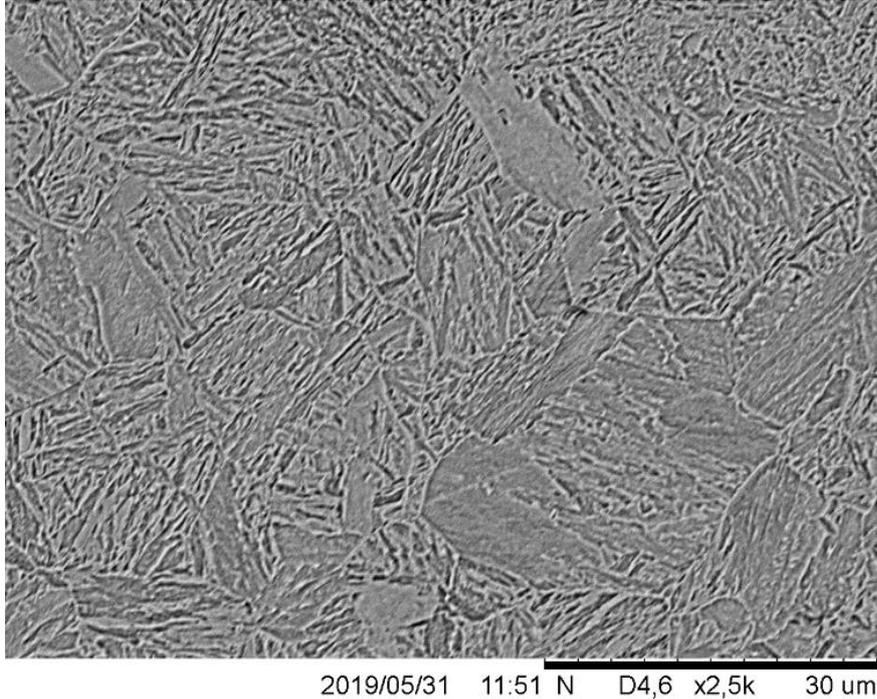
**Figura 39** – Microestrutura da mola fraturada composta por martensita revenida. Região da superfície (parte inferior da imagem) mais clara, evidenciando uma descarbonetação. Ataque Nital 5%. MO aumento de 100x.

A Figura 40 apresenta o aspecto micrográfico da mesma região mostrada na Figura 39, porém após o novo tratamento térmico de têmpera, revenido e *shot peening*. A imagem mostra uma microestrutura típica de martensita revenida bem homogênea, tal como na situação original da mola, porém a região descarbonetada ficou menos evidente. A redução desta descarbonetação ocorreu devido à difusão do carbono durante o novo tratamento térmico, ou seja, o carbono de uma região com maior concentração (interior do material) migrou para superfície da peça, onde o teor do referido elemento era menor. Uma maior homogeneidade na composição química da região superficial foi favorecida pelo ciclo térmico de têmpera e revenido ao serem refeitos de modo adequado na simulação (DIETER, 1981).



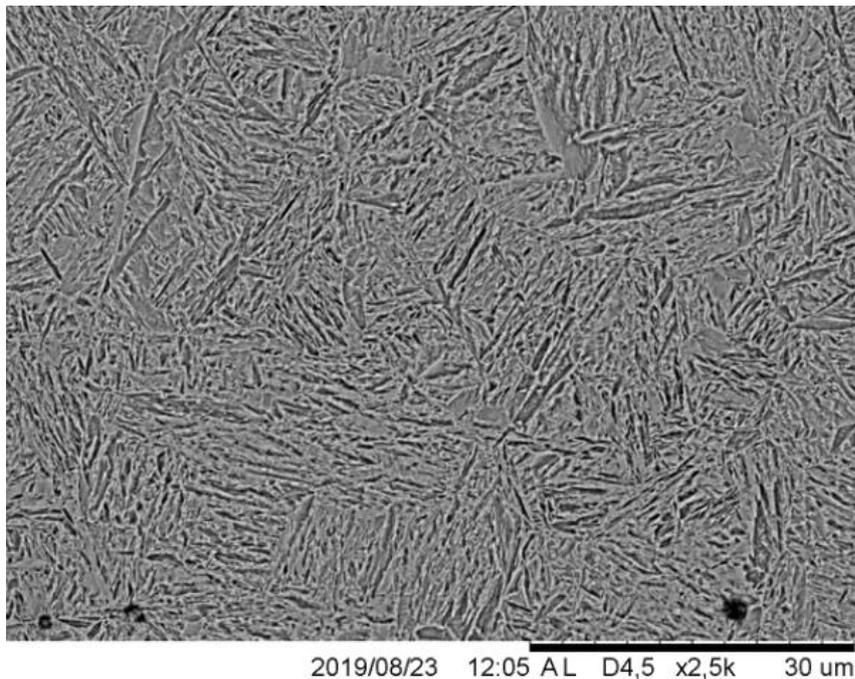
**Figura 40** – Microestrutura de martensita revenida após tratamento térmico de têmpera e revenido refeitos na etapa de simulação do processo. Regiões com menor teor de carbono não foram visualizadas depois do ataque químico. Ataque Nital 5%. MO, aumento de 100x.

A Figura 41 apresenta o aspecto microestrutural da região central da mola fraturada, porém, com maior resolução do que o apresentado pela Figura 39. A microestrutura relativamente acicular (agulhada) da martensita revenida, tipicamente associada à martensita do aço e que lhe deu origem, pode ser observada (Metals Handbook volume 9, 2004).



**Figura 41** – Microestrutura da martensita revenida do interior da mola fraturada. Aumento de 2,5k X, MEV.

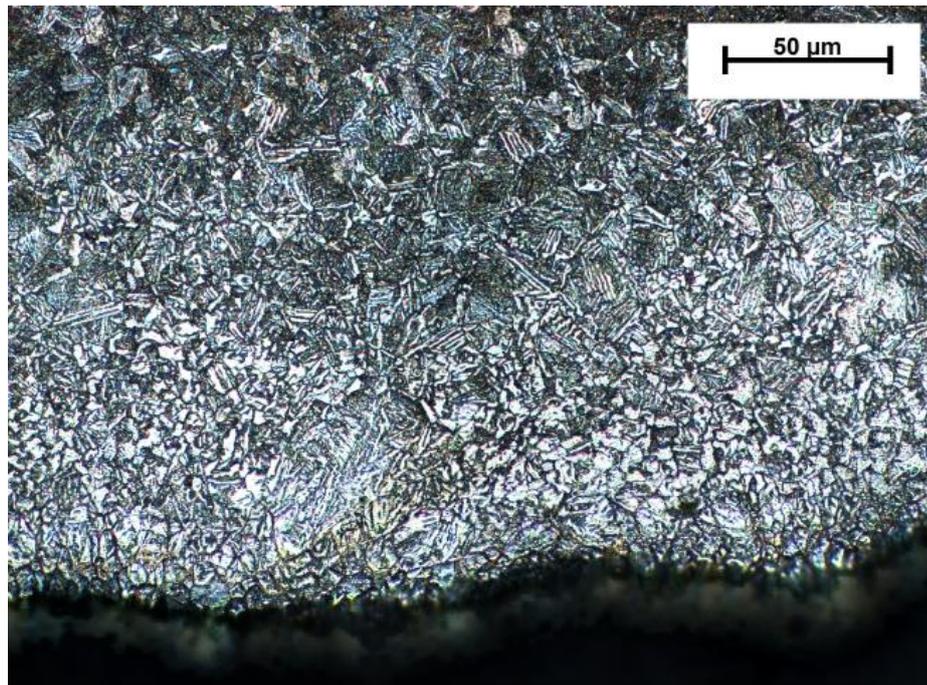
A Figura 42 mostra o aspecto microestrutural do interior da amostra após refeito o tratamento térmico de têmpera e revenido e *shot peening*. Pode-se notar que toda a microestrutura encontra-se com agulhas uniformemente distribuídas, muito semelhantes à situação inicial da mola fraturada.



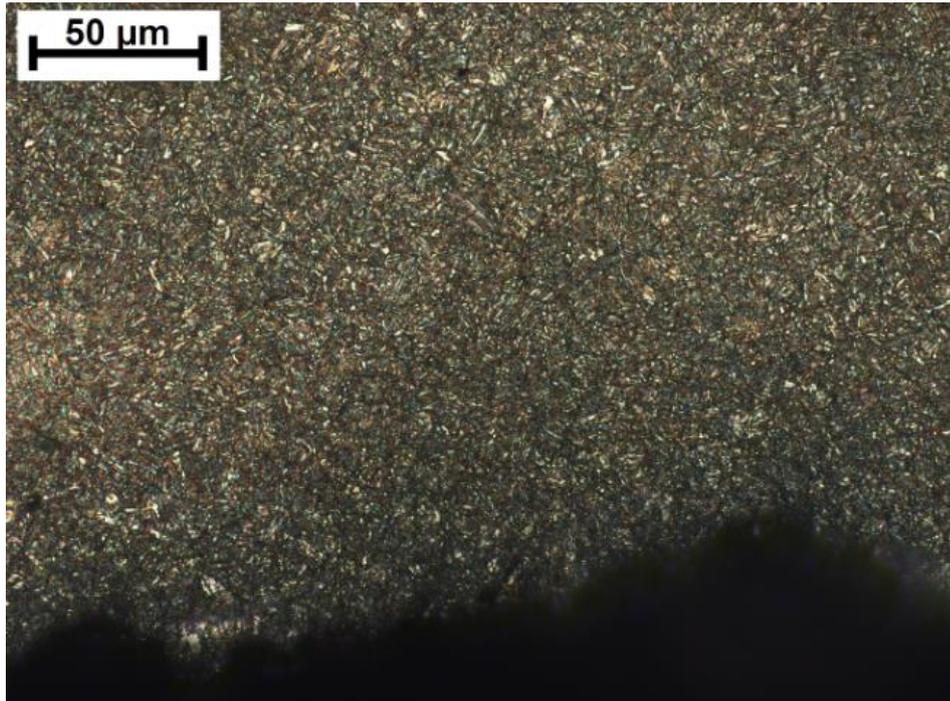
**Figura 42** – Microestrutura do interior da amostra, após tratamento térmico e *shot peening*, mostrando a presença de grãos agulhados de martensita revenida uniformemente distribuídos. Aumento de 2,5kX, MEV.

A análise destes aspectos microestruturais permitiu concluir que, além da dureza, a microestrutura da mola fraturada encontrava-se correta para a região central da mesma, isto é, martensita revenida. Porém, a região superficial da mola encontrava-se com aspecto microestrutural diferenciado tipicamente associado a menor presença de carbono (região com maior quantidade de ferrita) e, portanto, com dureza menor do que o especificado. Ao serem refeitos os tratamentos térmicos e o *shot peening*, foram encontrados os mesmos aspectos microestruturais para a região central e superficial da mola.

As imagens das Figuras 43 e 44, mostram respectivamente as microestruturas da mola fraturada com sua região superficial descarbonetada e a mesma região após todo o tratamento conforme especificado refeito. Elas estão com maior resolução que as imagens das Figuras 39 e 40 e de acordo com os resultados já apresentados.



**Figura 43** – Microestrutura da superfície da mola mostrando a região descarbonetada. Ataque Nital 5%. MO aumento de 500x.



**Figura 44** – Microestrutura da superfície da mola após tratamento térmico e *shot peening*. O aspecto microestrutural é homogêneo entre região central e superfície da mola evidenciado que não ocorreu decarbonetação. Ataque Nital 5%. MO aumento de 500x.

## CONCLUSÃO

Após análise da peça fraturada e dos resultados obtidos por meio de todas as técnicas de caracterização utilizadas, incluindo os tratamentos de têmpera e revenido seguidos de *shot peening* industrial, pôde-se concluir que o processo de fratura por fadiga da mola do carro torpedo ocorreu devido à diferença de dureza entre a superfície e o núcleo do material. O correto seria que a superfície estivesse com dureza um pouco acima do especificado em projeto, o que caracterizaria um endurecimento por deformação plástica causada pelo *shot peening*. O valor encontrado para região interna da mola na mola fraturada foi  $499,88 \text{ HV} \pm 27,39$  e para a região próxima à superfície da mesma foi de  $322,78 \text{ HV} \pm 28,69$ . Como a faixa de dureza especificada para o material é de 434 – 484 HV (44 – 48 HRC), o valor médio obtido para o núcleo foi aproximadamente 8,9% superior ao limite máximo da faixa especificada (considerável aceitável) e o valor obtido para a região da superfície foi 29,68% inferior ao valor mínimo especificado.

Da análise de tensão residual na peça fraturada, constatou-se que o *shot peening* foi efetivo, gerando um nível de tensão residual compressiva aceitável, quando comparado ao tratamento simulado em laboratório. Os valores obtidos foram  $-356 \pm 5 \text{ MPa}$ , na superfície da mola fraturada e  $-471 \pm 9 \text{ MPa}$  na superfície da amostra após tratamento simulado de têmpera, revenido e *shot peening*.

Com o tratamento de têmpera e revenido simulado em laboratório e medidas de dureza superficial (tanto na peça fraturada quanto após a simulação), pôde-se concluir que a redução da dureza na mola fraturada e a não efetividade do *shot peening* (apesar do valor da tensão ser aceitável) foi devido a uma descarbonetção na superfície da mola. Este defeito superficial ocorre quando há um descontrole no processo de têmpera e revenido na fabricação da mola. Após a simulação do tratamento térmico em laboratório, constatou-se que houve uma difusão de carbono para a superfície da amostra, aumentando a sua dureza.

Sugere-se que o tratamento térmico seja adequadamente controlado (tempos, temperaturas e atmosfera) para que a dureza seja uniforme ao longo do material e que após o tratamento, seja feito o *shot peening* para que a superfície fique com uma dureza superior ao interior.

## SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar ensaio de fadiga na mola para obtenção da curva S (tensão) - N (número de ciclos) do material.
- Analisar as tensões residuais por meio de elementos finitos.
- Analisar o comportamento da mola com diferentes tipos de processos de *shot peening* (granalha de aço, esferas de vidro, etc).
- Análise de outras molas de outros lotes x projeto do carro torpedo.

## REFERÊNCIAS

AKYILDIZ, H. K.; KULEKCI M. K.; ESME, U. "Influence of shot peening parameters on high-cycle fatigue strength of steel produced by powder metallurgy process", 2015.

ASKELAND, Donald R.; PHULÉ, Pradeep P. *Ciência e Engenharia dos Materiais*, São Paulo, 2013.

ASTM E165/E165M-12:

Standard Practice for Liquid Penetrant Examination for General Industry. USA: 2012.

ASM Handbook, Volume 5, Surface Engineering - 1996.

ASM Handbook, Volume 12, Fractography, published in 1987.

ASM Handbook, Volume 11, Failure Analysis and Prevention - published in 2002

ASM Handbook, Volume 19, Fatigue and Fracture - published in 1996

ASM HANDBOOK. Heat Treating. vol 4 - ed. Ohio, OH. Metals Park – ASM International, 1991

ASM HANDBOOK, Volume 01 - Properties and Selection Irons Steels and High Performance Alloys, 2018

ASHBY, Michael F. *Seleção de materiais no projeto mecânico*. Rio de Janeiro: Elsevier, 2012.

BAGGERLY, R. G. "Quench cracks in truck spring "u" bolts and the implications for spring failure", 1994.

BUENOS, A. A. "Avaliação de tensão residual gerada pelo processo de usinagem utilizando acustoelasticidade" *Dissertação de Mestrado - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica*, 2010.

BUSSAB, W. O.; MORETTIN, P. A. *Estatística Básica - 9ª Ed.*, Saraiva, 2017.

CAMMETT, John. Shot peening of springs a case study. Ohio, EUA: *The Shot Peener Magazine*, 2008. 5 p.

CHAMPAIGNE, Jack. *The little Book on Shot Peening*. Indiana, EUA: Electronics

Incorporated, 2001. 6 p.

CHAO, Liu Bo; ZHEN-GUO, Yang. Failure Analysis of Shock Absorption Spring in Motorcycle. ASM International, 2016.

CULLITY, B.D.; Stock, S.R. “Elements of X-Ray Diffraction”, 3rd Edition, prence Hill, 2001.

DALY, J. J.; JOHNSON, D. E. Computer-Enhanced shot peening. 5. ed. Paramus, NJ, EUA: Advanced Materials and Process, 1990. 137 p.

DIETER, G. E. Metalurgia mecânica, Guanabara Dois, 2ª edição, 1981.

DONG, Ji; Zhou, Xiaosheng; LIU, Yongchang; LI, Chong; LIU, Chenxi; LI, Huijun. Effects of quenching-partitioning-tempering treatment on microstructure and mechanical performance of Nb-V-Ti microalloyed ultra-high strength steel. Materials Science & Engineering A. Elsevier, 2017.

EVERETT, R.A.; MATTHEWS, W.T.; PRABHAKARAN, R.; NEWMAN, J.C.; DUBBERLY, M.J. “The Effects of Shot and Laser Peening on Crack Growth and Fatigue Life in 2024 Aluminum Alloy and 4340 steel”, US Air Force Structural Integrity Conference, 2001.

FRAGOUDAKIS, R.; SAIGAL, A.; SAV Aidis, G.; MALIKOUTSAKIS, M.; BAZIOS, I.; SAV Aidis, A.; PAPPAS, G.; KARDITSAS, S. “Fatigue assessment and failure analysis of shot-peened leaf springs”, 2012

FUENTES, J.J.; AGUILAR, H.J.; RODRÍGUEZ, J.A.; HERRERA, E.J. “Premature fracture in automobile leaf springs”, Eng. Fail. Anal. 16 (2009) 648–655.

doi:10.1016/j.engfailanal.2008.02.008.

FUCHS, H. O.; DALY, J. J. Mechanical production of self-stresses in advances in surface treatment. Japan: Pergamon Press, 1987. 4. v. 86 p.

GUAGLIANO, M. “Relating Almen intensity to residual stresses induced by *shot peening*: a numerical approach”, Journal of Materials Processing Technology, vol. 110, pp. 277-286, 2001.

GONZALES, M. A. C. “Análise numérico-experimental das tensões residuais induzidas por jateamento com granalha em molas automotivas”, Tese (Doutorado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.

HATTORI, Carolina Sayuri. Comparação de molas de suspensão temperadas e revenidas enroladas a quente e a frio. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais), Universidade Presbiteriana Mackenzie, São Paulo, 2012.

HAYES, J.R.; GRAY, J.J.; SZMODIS, A.W.; ORME, C.A. Influence of Chromium and Molybdenum on the Corrosion of Nickel-Based Alloys. Materials Science, 2006.

HORA, P.; LEIDENROTH, V. Quality of coil springs, material processing and technological measures. 1. ed. Stuttgart: Dr. Riederer Verlag, 1987. 123 p.

HONEYCOMB, R. W. K. Steels, Microstructure and Properties. London, Edward Arnold Publishers, Ltd, 1995.

HUANG, T.; ZHAO, Q.; LIU, Z.; BAI, S. “Enhanced damage tolerance through reconstructing residual stress and Cu-Mg co-clusters by pre-rolling in an Al-Cu-Mg alloy”. Materials Science & Engineering, 2017.

JAMADAR, N. I.; Kivade, S. B; Rakesh Raushan. Failure Analysis of Composite Mono Leaf Spring Using Modal Flexibility and Curvature Method. J Fail. Anal. and Preven. (2018) 18:782–790.

JÚNIOR, A. A. dos S. “Elementos de máquinas I – Apostila: Molas helicoidais e planas”, Departamento de projeto mecânico – FEM – UNICAMP, 2001.

KRAUSS, G. Steels: Heat Treatment and Processing Principles. Ed. 1989. Ohio: ASM International, 1989.

KIRK, D. “*Shot peening*”. Aircraft Engineering and Aerospace Technology, vol. 71, pp. 349-361, 1999.

KIRK, David. Effect of varying shot impact angle. England: The Shot Peener magazine, 2005. 3 p.

KIRK, David. Generation of wheel-blast shot velocity. England: The Shot Peener magazine, 2007. 4 p.

KIRK, David. Peening intensity curves. England: The Shot Peener Magazine, 2007. 4 p.

KIRK, David. Peening indent dimension. England: The Shot Peener Magazine, 2010. 5 p.

KIRK, David. Properties of carbon steel shot. England: The Shot Peener Magazine, 2011. 6 p.

KIRK, David. Shot peening coverage requirement. England: The Shot Peener Magazine, 2012. 6 p.

KIRK, David. Shot particle shapes. England: The Shot Peener Magazine, 2003. 3 p.

KIRK, David. Size and variability of cast steel shot particles. England: The Shot Peener magazine, 2009. 5 p.

KIRK, D.; HOLLYOAK, R. C. Relationship between coverage and surface residual stress. England: Coventry University, 2005. 6 p.

KOENECKE, W.; BURRELL, N. K.; MEHELICH, C. Shot peening springs. Paramus, New Jersey, EUA: Metal Improvement Company, Inc, 1982. 7 p.

MARGHITU, Dan B. Mechanical Springs. Kinematic chains and machine components design. Alabama: Elsevier, 2005. p. 723-54.

MOLAS DE QUALIDADE. Molas de compressão, tração, torção. Disponível em: <[www.mdqmolas.com.br](http://www.mdqmolas.com.br)> Acesso em: 25 mar.2018.

MUELLER, E. Some aspects of stress peening of coil springs for vehicle suspensions, Whestphaliä, Germany: Minister für Wirtschaft, Mittelstand und Verkehr, 1993. 8 p.

MUELLER, E. Recent developments in stress peening of coil springs and practical application in Germany, Nagoja: Symposium on Spring Technologies. 2007. 4 p.

NAKONIECZNY, A. A.; MONKA, G. “Contact fatigue strength of 41cralmo7 grade steel under nitriding and shot-peening treatment”, Materials Science, Vol. 48, No. 6, May, 2013 (Ukrainian Original Vol. 48, No. 6, November–December, 2012)

NASRAZADANI, S., HASSANI, S. “Analysis with Case Studies from the Oil and Gas Industry”. Handbook of Materials Failure, 2016.

OLIVEIRA, E.M. “Análise de consistência de resultados de comparação interlaboratorial: um estudo de caso de dados agrupados para ensaios de gasolina e óleo diesel”. Dissertação de Mestrado em Metrologia, Pontífice Universidade Católica do Rio de Janeiro, 2011.

OLIVEIRA, A. A. “Caracterização microestrutural e análise de tensões residuais pelo método do furo cego em tubo de seção quadrada com costura”. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica, UERJ, 2015.

PASCOE, J. A.; ALDERLIESTEN, R.C.; BENEDICTUS, R.. Characterising resistance to fatigue crack growth in adhesive bonds, 21 st European Conference on Fracture, ECF21, Science Direct, 2016.

PAL, U.; MUKHOPADHYAY, G.; BHATTACHARYA, S.. “Failure analysis of spring of hydraulic operated valve”, Eng. Fail. Anal. 95 (2019) 191–198.  
doi:10.1016/j.engfailanal.2018.09.013.

PAULA, Renan Felipe Vieira de. Fadiga de molas helicoidais de suspensão de automóveis. Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2013.

POSSAMAI, E. R. F. “Estudo do comportamento em fadiga do aço SAE 5160 aplicado em feixes de molas automotivas”. Dissertação de Mestrado, Universidade federal do Rio Grande do Sul, 2015.

PURANIK, P. S. et al. Shot peening process and it’s application. International Conference on Shot Peening and Blast Cleaning, 2005. 6 p.

PLENTZ, R. S. Resfriamento do aço mola SAE 9254 durante a laminação. Dissertação para obtenção do título de Mestre em Engenharia, Modalidade Profissional, Especialidade Siderurgia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2009.

RODRIGUES, L. D. “Medição de Tensões Residuais em Tubos Visando a Determinação de Esforços em Dutos Enterrados”, Dissertação M.Sc, DEM, PUC-Rio, 2007.

SANTOS, C. Z. “Estudo da tensão residual através de difração de raios x”, Projeto de Graduação, Universidade Federal do Espírito Santo, 2010.

SOARES, M.C.B.V. “Influência das tensões residuais no comportamento em fadiga e fratura de ligas metálicas”, Tese de Doutorado em Ciências na área de reatores nucleares de potência e tecnologia de combustível nuclear, IPEN/USP, 1998.

SOARES, A. C. C. “Avaliação dos efeitos da plasticidade na medição de tensões residuais pela técnica do furo cego”, Tese (Doutorado) – Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Departamento de Engenharia Mecânica, 2003.

SOUSA, D. A. “Determinação de Tensões Residuais em Materiais Metálicos por meio de Ensaio de Dureza”, Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de São João del Rei, 2012.

SCHIFFNER, K.; HELLING, C.D.G. “Simulation of residual stresses by *shot peening*”, Computers and Structures, vol. 72, pp. 329-340, 1999.

SHIGLEY, Joseph E.; MISHKE, Charles R.; BUDYNAS, Richard G. Projeto de Engenharia Mecânica. 7 ed. Porto Alegre: Bookman, 2005.

VERLAG, R. Quality of coil springs, Stuttgart, 1996.

VIEIRA, R. F. P; SILVA, O. M. M; HASHIMOTO, T. M. “Molas de suspensão produzidas em diferentes processos de jateamento”, 21º CBECIMAT - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 2014.

YAMADA, Y. Material for springs, 2. ed. Japan: Japan Society of spring Engineers, 2007. 377 p.

YPSILANTIS, D. ; MAS, C. ; CASTEX, L. Shot peening influence on endurance limit in fatigue of the SAE 9254 steel. Aix en provence, France: Conference groupement français pour la analyse des contraintes par diffractometrie X. 1984. 24 p.

YEDDUA, Hemantha Kumar; SHAWA, Brian A.; SOMERSB, Marcel A.J.. Effect of thermal cycling on martensitic transformation and mechanical strengthening of stainless steels – A phase-field study. Materials Science & Engineering A. Elsevier, 2017.