



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
CAMPUS DE GUARATINGUETÁ
Faculdade de Engenharia

RENAN FELIPE VIEIRA DE PAULA

**FADIGA DE MOLAS HELICOIDAIS DE SUSPENSÃO
DE AUTOMÓVEIS**

Guaratinguetá
2013

DM 2013	FELIPE VIEIRA DE PAULA, Renan
------------	--------------------------------------

RENAN FELIPE VIEIRA DE PAULA

**FADIGA DE MOLAS HELICOIDAIS DE SUSPENSÃO
DE AUTOMÓVEIS**

Dissertação apresentada à faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, para a obtenção do título de Mestrado em Engenharia Mecânica na área de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Tomaz Manabu Hashimoto
Co-orientador: Prof. Dr. Olivério Moreira de Macedo Silva

Guaratinguetá
2013

P324f	Paula, Renan Felipe Vieira de Fadiga de molas helicoidais de suspensão de automóveis / Renan Felipe Vieira de Paula – Guaratinguetá : [s.n], 2013. 145 f : il. Bibliografia: f. 141-145 Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2013. Orientador: Prof. Dr. Tomaz Manabu Hashimoto Coorientador: Olivério Moreira de Macedo Silva 1. Aço – Fadiga 2. Automóveis - Molas e suspensão I. Título CDU 620.178.3(043)
-------	--

RENAN FELIPE DE PAULA

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. Edson Cocchiêri Botelho
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. TOMAZ MANABU HASHIMOTO
Orientador / UNESP-Feg


Prof. Dr. PETERSON LUIZ FERRANDINI
UNESP-Feg


Profª. Drª. KÁTIA REGINA CARDOSO
UNIFESP

Junho de 2013

DADOS CURRICULARES

RENAN FELIPE VIEIRA DE PAULA

NASCIMENTO 18.07.1985 – TAUBATÉ / SP

FILIAÇÃO Deusdedit Domingues de Paula
Juscelina Vieira dos Santos de Paula

2006/2010 Curso de Graduação
Engenharia de Materiais – Universidade do Vale do Paraíba,
São José dos Campos.

Dedico esse trabalho aos meus pais, irmãos e a minha tia Maria Donizete, pois apenas eles sabem a dificuldade pela qual passei e que esta conquista é resultado do trabalho de todos eles que cuidaram de mim quando mais precisei.

OBRIGADO!!!

AGRADECIMENTOS

Primeiramente agradeço a Deus por me dar capacidade de conseguir realizar essa conquista, agradeço pela minha vida, família e amigos.

Agradeço a minha família pela paciência e compreensão nos momentos mais difíceis, e por ter me incentivado e não ter me deixado desistir.

Agradeço aos meus orientadores Tomaz Manabu Hashimoto e Olivério Moreira de Macedo Silva que me incentivaram e me apoiaram, mostrando o caminho para a vitória, a qual sozinho jamais teria conseguido.

Agradeço a empresa Mubea do Brasil Ltda e aos diretores Sr. Markus Röhling e ao Sr. Edson Gonçalves pelo apoio, me dispensado para que eu pudesse acompanhar as aulas na FEG, por ter me fornecido o material necessário para os meus estudos (amostras de molas e as máquinas de testes).

Agradeço a Universidade Estadual Paulista Campus de Guaratinguetá por ter me aceito no programa de mestrado e em especial a biblioteca e as secretarias que sempre me atenderam da melhor forma possível.

Agradeço aos meus amigos que sempre me incentivaram e me motivaram nos momentos difíceis, Braz Rossi, Edmir Ferreira, Carlos Akira e Reginaldo Correa.

Agradeço a todos os funcionários da Mubea, em especial aos meus colegas engenheiros na elaboração do planejamento de trabalho, aos membros da produção na confecção das amostras e aos membros da qualidade da Mubea pela realização dos testes de Fadiga, teste da peneira e teste de rugosidade.

Um agradecimento especial aos meus amigos da Arcelor Mittal Monlevade, Leandro Aparecido Marchi e André Luiz Assunção que colaboraram de maneira intensa na elaboração desse trabalho, ao qual sem a ajuda esse trabalho não teria a riqueza de informações que são apresentadas nas análises de falha.

Agradeço também a Sra. Nicole Westerwinter da Mubea Alemanha, pela realização das análises de tensão residual.

RESUMO

Este trabalho teve como objetivo estudar o efeito do jateamento e a diferença de três modos distintos de jateamento no comportamento em fadiga de molas de aço SAE 9254. Os seguintes métodos foram avaliados: molas sem jateamento; molas jateadas no processo P1 (jateamento a frio seguido de jateamento com a mola comprimida); molas jateadas no processo P2 (jateamento a quente seguido de jateamento com a mola comprimida) e molas jateadas no processo P3 (jateamento a quente seguido de jateamento com granalha fina). Foi avaliado o desempenho em fadiga das molas em três níveis diferentes de tensão aplicada, sendo que as molas para cada processo em estudo foram extraídas de um mesmo lote de arame. Foi observado que o método de jateamento P3 apresentou o melhor desempenho seguido do método de jateamento P2 e posteriormente do método convencional e o pior resultado foi das molas sem jateamento. Os resultados desta dissertação mostram que o jateamento pode aumentar de 3560 % a 15216 % a vida em fadiga das molas, dependendo do método de jateamento empregado, essa diferença no resultado do teste de fadiga é resultado do estado de tensões residuais compressivas na superfície das molas. A análise da fratura mostrou que o método de jateamento também influenciou no modo de falha das molas.

Palavras chave: jateamento, fadiga, molas de suspensão, aço SAE 9254

ABSTRACT

The propose of this dissertation is to study the effect of shot peening method, comparing three different shot peening methods for suspension springs manufacture, it was performed fatigue test on the springs produced with steel grade SAE 9254. The following shot peening methods were evaluated: springs without shot peening; springs produced at P1 shot peening method (shot peening at ambient temperature followed by stress peening); springs produced at shot peening P2 method (hot shot peening followed by stress peening) and springs produced at shot peening P3 method (hot shot peening followed by shot peening with fine shot size). The fatigue tests were performed in three different stress levels, whereas all the springs used at this study are from the same lot. The P3 shot peening method, had a better fatigue life performance, followed by P2 shot peening method, the third better performance was the P1 shot peening method, and the worst results was the springs without shot peening process. It was concluded that the different results in fatigue life is due to residual stress condition at spring surface. The analysis performed at fracture origin showed that the springs broke due to different reason.

Keywords: shot peening, fatigue life, suspension spring, SAE 9254

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	- Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	- American Iron and Steel Institute
AMS	- American Material Standards
ASTM	- American Society for Testing and Materials
BHN	- Brinell Hardness
DIN	- Deutsches Institut für Normung
EDS	- Energy Dispersive
HRc	- Hardness Rockwell c
HV	- Hardness Vickers
JIS	- Japanese Industrial Standards
Lo	- Altura livre da mola
MEV	- Microscópio Eletrônico de Varredura
SAE	- Society of Automotive Engineers
TCC	- Tetragonal de corpo centrado
V.W.	- Volkswagen

LISTA DE SÍMBOLOS

A1	- Transição de fase do diagrama ferro carbono à 723 °C
ϵ	- Deformação
Fase α	- Solução sólida do carbono no ferro com estrutura cúbica de corpo centrado
Fator K	- Coeficiente de tensão cíclica
RT	- Temperatura ambiente
T	- Tempo
Ur	- Módulo de resiliência
°C	- Graus célsius (unidade de temperatura)

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	17
1.1 Objetivo.....	18
2 REVISÃO DA LITERATURA	19
2.1 Materiais para molas.....	19
2.2 Aço SAE 9254, influência dos elementos de liga.....	22
2.3 Trefilação.....	25
2.4 Tratamento térmico, têmpera e revenimento.....	26
2.5 Conformação do arame em mola.	30
2.6 Alívio de tensão.....	31
2.7 Jateamento.....	31
2.7.1 Influência da granalha.....	33
2.7.1.1 Granalhas esféricas – aço fundido.	36
2.7.1.2 Granalhas de arame cortado.....	37
2.7.2 Dimensões da endentação e seus efeitos.	39
2.7.3 Velocidade da granalha.....	41
2.7.4 Intensidade de jateamento (Teste de Almen).....	41
2.7.5 Cobertura de jateamento.....	44
2.7.6 Efeito da temperatura da peça durante o Jateamento.....	47
2.7.7 Jateamento com a mola comprimida.....	48
2.8 Tensões residuais.	51
2.8.1 Métodos de determinação das tensões residuais.	58
2.8.2 Métodos de difração de raios X.	59
2.9 Fadiga.	61
2.9.1 Curva σ -N.....	62
2.9.2 Estado de tensão nas molas helicoidais.....	64
2.9.3 Iniciação e propagação de trinca, concentração de tensão.....	66

2.10 Falha por inclusões.....	70
2.11 Rugosidade.....	72
3 MATERIAIS E MÉTODOS	76
3.1 Matéria-prima.....	77
3.1.1 Caracterização da matéria-prima.....	78
3.1.1.1 Análise química.....	78
3.1.1.2 Ensaios mecânicos.....	78
3.1.1.3 Exame metalográfico.....	79
3.2 Produção das molas.....	80
3.2.1 Trefilação.....	80
3.2.2 Tratamentos térmicos.....	81
3.2.2.1 Caracterização do material após tratamento térmico.....	83
3.2.3 Conformação a frio (enrolamento).....	83
3.2.4 Forno de alívio de tensões.....	84
3.2.5 Jateamento.....	84
3.2.5.1 Caracterização das granalhas utilizadas no jateamento.....	86
3.2.5.1.1 Tamanho da granalha.....	87
3.2.5.1.2 Morfologia das granalhas.....	87
3.2.5.1.3 Dureza das granalhas.....	88
3.2.5.2 Análises para avaliar o processo de jateamento.....	88
3.2.5.2.1 Medidas de rugosidade.....	88
3.2.5.2.2 Teste da intensidade de jateamento (Teste de Almen).....	88
3.2.6 Pintura.....	89
3.3 Ensaios e caracterização das molas acabadas.....	90
3.3.1 Medidas de tensões residuais.....	90
3.3.2 Exame metalográfico.....	91
3.3.2.1 Microestrutura.....	91

3.3.2.2 Tamanho de grão austenítico.	92
3.3.3 Ensaio de dureza na mola (HRC).....	92
3.3.4 Análise dimensional das molas.	93
3.3.4.1 Análise do dimensional com o uso da máquina de teste.....	93
3.3.4.2 Análise dimensional com o sistema de escaneamento da mola.....	94
3.3.5 Ensaios de fadiga.	95
3.3.6 Análises de falha.....	97
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	98
4.1 Caracterização da matéria-prima.....	98
4.2 Caracterização do material após tratamento térmico.	99
4.3 Caracterização das granalhas utilizadas nos processos de jateamento.....	101
4.3.1 Tamanho das granalhas conforme ensaio da peneira.	101
4.3.2 Morfologia das granalhas.....	103
4.3.3 Dureza das granalhas.	104
4.3.4 Teste de intensidade Almen.....	104
4.4 Caracterizações das molas.	105
4.4.1 Distribuição de dureza nas molas amostras.....	105
4.4.2 Rugosidade da superfície das molas.	107
4.4.3 Microestrutura.	108
4.4.4 Tamanho de grão.	110
4.4.5 Análise dimensional das molas de cada processo.....	111
4.4.5.1 Análise do dimensional com o uso da máquina de teste.....	111
4.4.5.2 Análise dimensional com o sistema de escaneamento da mola.....	113
4.5 Medidas de tensões residuais.	114
4.6 Testes de fadiga.....	116
4.7 Análise de falhas.....	117
4.7.1 Processo sem jateamento.	117

4.7.2 Processo com jateamento P1.....	122
4.7.3 Processo com jateamento P2.....	127
4.7.4 Processo com jateamento P3.....	132
4.7.5 Análise das inclusões que causaram as falhas.....	137
5 – CONCLUSÕES	139
6 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	140
7 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRAFICAS.....	141

1 INTRODUÇÃO

Devido às condições globais do mercado automobilístico e à competitividade pelo mesmo, as montadoras são obrigadas a tomar medidas para que seus produtos se tornem atrativos ao consumidor em relação à qualidade, conforto e custo. Para isso são exigidos dos fornecedores de autopeças produtos que atendam a essas necessidades.

A função da suspensão de um automóvel é sustentar o peso do mesmo, maximizar o atrito entre os pneus e o solo, absorver e amortecer os impactos, de modo a fornecer estabilidade na direção com bom controle, assegurando o conforto dos passageiros. Os principais componentes do sistema de suspensão são as molas, amortecedores, barras estabilizadoras, pinos esféricos (pivôs) e bandejas de suspensão (CALLISTER, 2005).

Uma ondulação no solo faz com que a roda se mova para cima e para baixo, perpendicularmente à superfície. A magnitude, é claro, vai depender de a roda atingir uma grande ondulação ou uma partícula minúscula. Em ambos os casos, ela sofre uma aceleração vertical quando passa sobre a imperfeição. Sem uma estrutura que intervenha, toda a energia vertical das rodas é transferida para o chassi, que se move na mesma direção. Numa situação dessas, as rodas podem perder completamente o contato com o solo. Então, sob a força da gravidade, elas podem bater no chão. Portanto é necessário um sistema que irá absorver a energia da roda acelerada verticalmente, permitindo que o chassi e a carroceria do automóvel permaneçam inalterados enquanto as rodas seguem as ondulações do solo (CALLISTER, 2005).

Molas e amortecedores trabalham em conjunto. A mola absorve os impactos sofridos pelas rodas e os amortecedores seguram a sua distensão brusca, evitando oscilações no veículo. Logo, a suspensão é um dos sistemas mais importantes do veículo.

Nos veículos leves, a maioria das suspensões utiliza a mola helicoidal, que é formada por uma barra de aço enrolada em forma de espiral. Existem também outros tipos de molas, como as barras de torção (utilizadas nos veículos VW como o Fusca, Brasília, etc.) e as semielípticas (utilizadas em veículos de carga).

A mola helicoidal pode trabalhar tanto na dianteira como na traseira do veículo. Seu posicionamento na suspensão depende da sua construção e estrutura.

As empresas fabricantes de molas de suspensão buscam melhorar o desempenho das mesmas em fadiga através de melhorias na matéria-prima e melhorias em seu próprio processo, mas realizar tais melhorias não é simples e nem barato, normalmente requerendo elevados investimentos.

As empresas fabricantes de molas devem tomar ações para melhorar a resistência à fadiga das molas, tais ações podem ser realizadas em vários estágios da produção da mola, desde como o tratamento térmico de têmpera e revenimento é realizado até o modo de jateamento da mola.

O jateamento é empregado com o objetivo de introduzir tensões residuais compressivas na superfície da peça inibindo a nucleação e propagação de trincas, e esse processo pode ser realizado por várias técnicas alterando os parâmetros, tais como: número de vezes que a peça é jateada; temperatura da mola durante o jateamento e o estado de tensão da mola durante o jateamento (comprimida ou não comprimida), tamanho da granalha, dureza da granalha, velocidade que a granalha é lançada, tempo de jateamento, ângulo de ataque. Os parâmetros citados vão influenciar diretamente no desempenho final da mola, e devido à quantidade de variáveis no processo de jateamento, é complicado determinar qual seria a melhor condição de jateamento.

1.1 Objetivo.

O objetivo fundamental dessa dissertação é o estudo comparativo do comportamento em fadiga das molas jateadas com diferentes métodos de jateamento, tendo como variáveis: o tamanho das granalhas utilizadas, a temperatura da mola durante o jateamento e o nível de tensão da mola durante o jateamento. Avaliando o efeito positivo e negativo de cada método na vida em fadiga das molas em três diferentes níveis de tensão.

Foram analisados também, a influência das tensões residuais, rugosidade superficiais e da microestrutura na vida em fadiga das molas, bem como o mecanismo de fratura.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Materiais para molas.

Os materiais para molas de suspensão devem apresentar as seguintes características:

- alto limite de elasticidade (tensão de escoamento), para suportar apreciáveis cargas sem apresentar deformação permanente;
- baixo módulo de elasticidade, para propiciar deformações elásticas;
- alto limite de fadiga, pois no caso da indústria automobilística, praticamente todas as molas falham por fadiga, o que gera a ruptura em algum ponto de concentração de tensão;
- elevada resistência ao choque, principalmente em molas para automóveis, aviões e aplicações similares (CHIAVERINI, 2005).

Existem vários tipos de molas, sendo as mais comumente encontradas em aplicação mecânica, as molas helicoidais, que apresentam secção transversal circular (molas de torção, tração e compressão), molas espiral e devoluta, molas planas de lâmina e lâminas múltiplas, molas de anel em série ou em paralelo (MENDES, 2003). Cada tipo de mola sofre diferentes modos de carregamento de tensão.

Para cada tipo de mola o carregamento é diferenciado, conforme mostrado no Quadro 1 e portanto, as propriedades mecânicas exigidas nos materiais são diferentes, sendo necessárias ligas metálicas específicas para cada aplicação (ONO, KOYAMA, TANGE, 1982). As propriedades mecânicas dos aços mola dependem de sua composição química e dos tratamentos térmicos subsequentes. A Tabela 1 indica vários aços mola com as suas designações para várias normas.

Quadro 1 - Tipos de molas e tensões aplicadas (Catálogo técnico, Mubea Ltda)

Tipos de molas e suas tensões		
Mola de Barra de tensão		
Molas de flexão M e Q		
Mola de flexão M		
Mola em espiral		
Mola plana		
Mola de força constante		
Mola de torção		
Mola prato		
Mola diafragma		
Anel de Mola		
Mola de torção		
Mola de compressão		
Mola de tração		
Barra de torsão		
Mola de compressão com alto passo		
Mola geométrica, exe.: Barra estabilizadora		 $\sigma_v = \sqrt{\sigma^2 + 3\tau^2}$

Tabela 1 - Composição química dos aços mola (JIS, ISO e DIN) (YAMADA, 2007).

(a) JIS (JIS G 4801-1984) Spring steel

Ligas de aço	Composição química (%)								
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	B
SUP3	0.75–0.90	0.15–0.35	0.30–0.60	≤ 0.035	≤ 0.035	—	—	—	—
SUP6	0.56–0.64	1.50–1.80	0.70–1.00	≤ 0.035	≤ 0.035	—	—	—	—
SUP7	0.56–0.64	1.80–2.20	0.70–1.00	≤ 0.035	≤ 0.035	—	—	—	—
SUP9	0.52–0.60	0.15–0.35	0.65–0.95	≤ 0.035	≤ 0.035	0.65–0.95	—	—	—
SUP9A	0.56–0.64	0.15–0.35	0.70–1.00	≤ 0.035	≤ 0.035	0.70–1.00	—	—	—
SUP10	0.47–0.55	0.15–0.35	0.65–0.95	≤ 0.035	≤ 0.035	0.80–1.10	—	0.15–0.25	—
SUP11A	0.56–0.64	0.15–0.35	0.70–1.00	≤ 0.035	≤ 0.035	0.70–1.00	—	—	≥ 0.0005
SUP12	0.51–0.59	1.20–1.60	0.60–0.90	≤ 0.035	≤ 0.035	0.60–0.90	—	—	—
SUP13	0.56–0.64	0.15–0.35	0.70–1.00	≤ 0.035	≤ 0.035	0.70–0.90	0.25–0.35	—	—

(b) ISO 683-14 (1992-08-15) Aço mola

(%)

ISO 683-14:1973		C	Si	Mn	P _{max}	S _{max}	Cr	Mo		
No.	Ligas de aço									
1	59 Si 7	5	0.55–0.63	1.60–2.00	0.60–1.00	0.030	0.030	—	—	
2	56 SiCr 7	—	0.52–0.59	1.60–2.00	0.70–1.00	0.030	0.030	0.20–0.40	—	
3	61 SiCr 7	7	0.57–0.65	1.60–2.00	0.70–1.00	0.030	0.030	0.20–0.40	—	
4	55 SiCr 63	—	0.51–0.59	1.20–1.60	0.50–0.80	0.030	0.030	0.55–0.85	—	
5	55 Cr 3	8	0.52–0.59	0.15–0.40	0.70–1.00	0.030	0.030	0.70–1.00	—	
6	60 CrMo 31	—	0.56–0.64	0.15–0.40	0.70–1.00	0.030	0.030	0.70–1.00	0.08–0.15	
7	60 CrB-3	10	0.56–0.64	0.15–0.40	0.70–1.00	0.030	0.030	0.60–0.90	—	B : 0.0008min
8	60 CrMo 33	12	0.56–0.64	0.15–0.40	0.70–1.00	0.030	0.030	0.70–1.00	0.25–0.35	—
9	51 CrV 4	13	0.47–0.55	0.10–0.40	0.60–1.00	0.030	0.030	0.80–1.10	—	V : 0.10–0.25
10	52 CrMoV 4	14	0.48–0.56	0.15–0.40	0.70–1.00	0.030	0.030	0.90–1.70	0.15–0.25	V : 0.07–0.15

(c) BS 970 : Part 2 (1988) Aço mola

(%)

Ligas de aço	Gr		C	Si	Mn	P _{max}	S _{max}	Cr	Mo	V	Ni	Cu	Sn
	Si-Mn												
	251 A 58	0.55–0.60	1.80–2.10	0.80–1.00	0.035	0.035	0.15–0.30	0.10max	—	—	≤ 0.40	≤ 0.35	≤ 0.035
	251 A 60	0.57–0.62	1.80–2.10	0.80–1.00	0.035	0.035	0.25–0.40	0.12max	—	—	≤ 0.40	≤ 0.35	≤ 0.035
	525 A 58	0.55–0.60	0.20–0.35	0.80–0.95	0.035	0.035	0.70–0.85	0.10max	—	—	≤ 0.40	≤ 0.35	≤ 0.035
	525 A 60	0.57–0.62	0.20–0.35	0.85–1.00	0.035	0.035	0.80–0.95	0.06min	—	—	≤ 0.40	≤ 0.35	≤ 0.035
	525 A 61	0.57–0.63	0.20–0.35	0.85–1.00	0.035	0.035	0.85–1.00	0.08–0.15	—	—	≤ 0.40	≤ 0.35	≤ 0.035
	685 A 57	0.55–0.60	1.20–1.60	0.70–0.90	0.035	0.035	0.60–0.85	—	—	—	≤ 0.40	≤ 0.35	≤ 0.035
	704 A 60	0.57–0.62	0.20–0.35	0.85–1.0	0.035	0.035	0.80–0.95	0.15–0.25	—	—	≤ 0.40	≤ 0.35	≤ 0.035
	705 A 60	0.57–0.62	0.20–0.35	0.85–1.0	0.035	0.035	0.85–1.00	0.25–0.35	—	—	≤ 0.40	≤ 0.35	≤ 0.035
	735 A 51	0.48–0.54	0.20–0.35	0.70–1.00	0.035	0.035	0.90–1.20	—	0.10–0.20	—	≤ 0.40	≤ 0.35	≤ 0.035
	735 A 54	0.52–0.57	0.20–0.35	0.90–1.15	0.035	0.035	1.05–1.20	—	0.12–0.20	—	≤ 0.40	≤ 0.35	≤ 0.035
	925 A 60	0.55–0.65	1.70–2.10	0.70–1.00	0.035	0.035	0.20–0.40	0.20–0.30	—	—	≤ 0.40	≤ 0.35	≤ 0.035

Aço mola

(%)

Ligas de aço	Gr		C	Si	Mn	P _{max}	S _{max}	Cr	Mo	Ni	V	Cu	Sn
	Si-Mn												
	251 H 60	0.56–0.64	1.60–2.20	0.70–1.00	0.035	0.035	0.40 _{max}	0.12max	—	—	—	≤ 0.35	≤ 0.035
	25 H 60	0.55–0.60	0.15–0.40	0.65–1.00	0.035	0.035	0.60–1.00	0.15max	—	—	—	≤ 0.35	≤ 0.035
	685 H 57	0.54–0.62	1.20–1.60	0.50–0.80	0.035	0.035	0.50–0.80	—	—	—	—	≤ 0.35	≤ 0.035
	704 H 60	0.55–0.64	0.15–0.40	0.65–1.10	0.035	0.035	0.40–1.00	0.15–0.25	—	—	—	≤ 0.35	≤ 0.035
	705 H 60	0.55–0.64	0.15–0.40	0.65–1.10	0.035	0.035	0.60–1.00	0.25–0.35	—	—	—	≤ 0.35	≤ 0.035
	735 H 51	0.47–0.51	0.15–0.40	0.70–1.10	0.035	0.035	0.90–1.20	—	—	0.10–0.25	—	≤ 0.35	≤ 0.035
	805 H 60	0.55–0.64	0.15–0.40	0.65–1.05	0.035	0.035	0.35–0.65	0.15–0.25	0.35–0.75	—	—	≤ 0.35	≤ 0.035

(d) DIN 17221 (Dce. 1988) Aço mola

(%)

Material		C	Si	Mn	P _{max}	S _{max}	Cr	Mo	V
Ligas de aço	Number								
38 Si 7	1.5023	0.35–0.42	1.50–1.00	0.50–0.80	0.030	0.030	—	—	—
54 SiCr 6	1.7102	0.51–0.59	1.20–1.60	0.50–0.80	0.030	0.030	0.50–0.80	—	—
60 SiCr 7	1.7108	0.57–0.65	1.50–1.80	0.70–1.00	0.030	0.030	0.20–0.40	—	—
55 Cr 3	1.7176	0.52–0.59	0.25–0.50	0.70–0.10	0.030	0.030	0.70–1.00	—	—
50 CrV 4	1.8159	0.47–0.55	0.15–0.40	0.70–1.10	0.030	0.030	0.90–1.20	—	0.10–0.20
51 CrMoV 4	1.7701	0.48–0.56	0.15–0.40	0.70–1.10	0.030	0.030	0.90–1.20	0.15–0.25	0.08–0.15

DIN 17224 (Feb. 1982) Stainless steel wire and steel strip for spring

(%)

Material		C _{max}	Si _{max}	Mn _{max}	Al	Cr	Mo	Ni	P	S
Ligas de aço	No.									
X 12 CrNi 7	1.4310	0.12	1.5	2.0	—	16.0–18.0	≤ 0.8	5.0–9.0	≤ 0.045	≤ 0.030
X 5 CrNiMo 18 10	1.4401	0.07	1.0	2.0	—	16.5–18.5	2.0–2.5	10.5–13.5	≤ 0.045	≤ 0.030
X 7 CrNiAl 17 7	1.4568	0.09	1.0	1.0	0.75–1.50	16.0–18.0	—	6.5–7.75	≤ 0.045	≤ 0.030

2.2 Aço SAE 9254, influência dos elementos de liga.

Os materiais metálicos para aplicação em molas helicoidais para suspensão de carros são divididos em dois grandes grupos:

- os aços que são temperados e revenidos durante o processo de fabricação da mola, em que a mola é conformada a quente;
- os aços que são temperados e revenidos antes da fabricação da mola, em que a mola é conformada a frio.

Como exemplo de aços mola pode-se citar como os mais usuais: aço carbono; Aços ao Si; aço Si-Mn; aço Si-Cr; aço Mn-Cr; aço Cr-V; aço Si-Cr-V; aço Si-Ni-Cr; aço Ni-Cr-Mo; aço Cr-Mo; aços ao B, etc.

O aço mola SAE 9254, com composição química equivalente aos aços JIS SUP 12 e DIN 54SiCr6, é um aço cromo-silício, o arame é inicialmente temperado em óleo e revenido e posteriormente deformado a frio (YAMADA, 2007).

Pode-se observar que grande parte dos aços mola, assim como o SAE 9254, contém como elementos de liga o silício, cromo e o manganês. Isso é devido à característica desses elementos em aumentar a endurecibilidade do aço. Yamada (2007) demonstra que o percentual ideal de Si para obter a melhor resistência à deformação permanente é de 1,4 % conforme observado na Figura 1.

A resistência à deformação permanente também pode ser elevada com a adição de V e Nb, pois inibem o crescimento de grão.

Entretanto, o Si, assim como o W e o Mo, inibe a formação da cementita favorecendo a descarbonetação do material durante o reaquecimento do tarugo, laminação ou tratamento térmico do arame ou mola (SHIMOSEKI, HAMANO, IMAIZUMI, 1982), e, conforme observado na Figura 2, a descarbonetação afeta as tensões residuais compressivas induzidas pelo processo de jateamento, diminuindo assim a vida em fadiga da mola (OSONE, 1991).

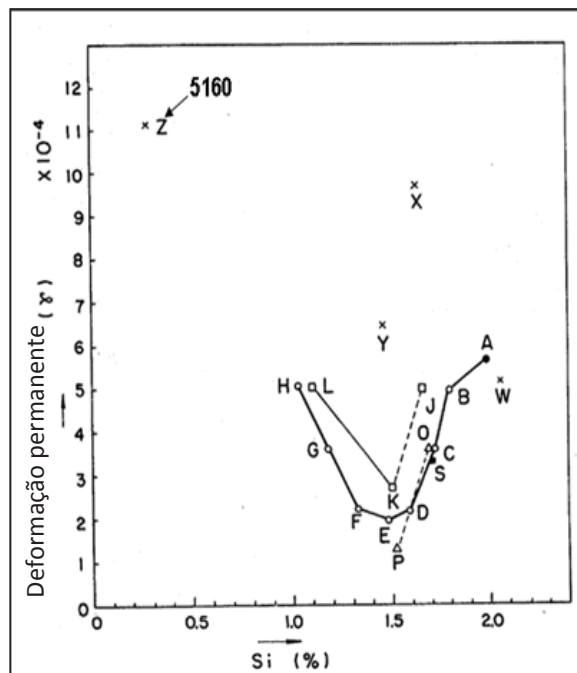


Figura 1 - Influência do percentual de Si na resistência à deformação permanente em diversos tipos de aço mola (Adaptado de YAMADA, 2007).

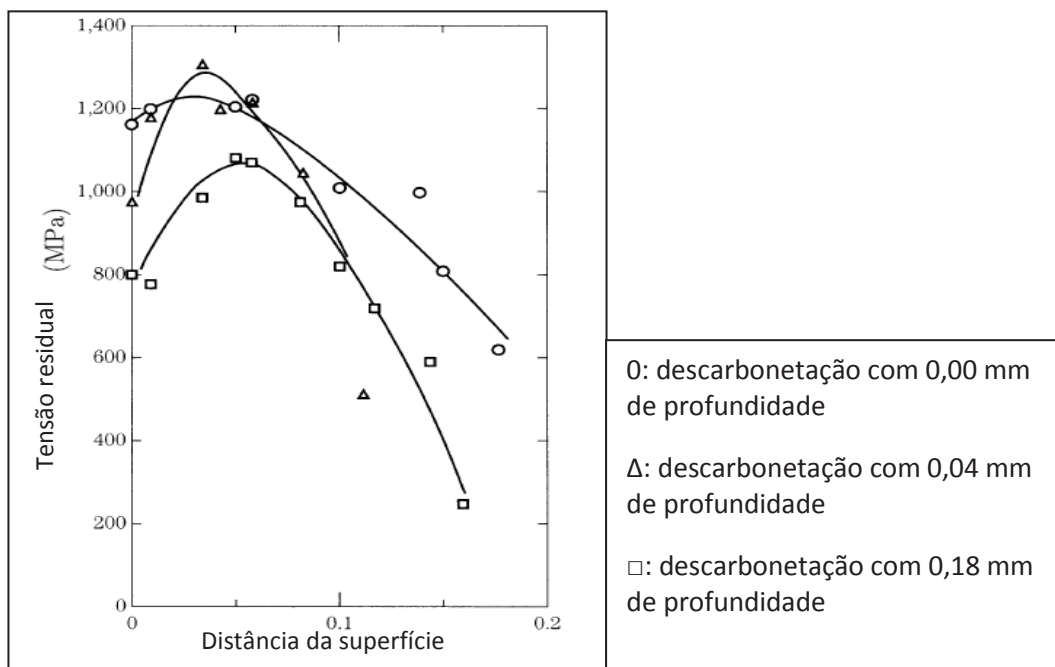


Figura 2 - Efeito da descarbonetação na tensão residual gerada pelo jateamento (Adaptado de OSONE, 1991).

O Cr diminui a difusão do C no processo de descarbonetação, pois o mesmo reage com o material e com o meio ambiente em elevadas temperaturas formando uma fina camada de óxido (carrepa) sobre a superfície do material, impedindo que o O reaja com o C inibindo uma descarbonetação com elevada profundidade.

Os aços mola que não apresentam o Si em sua composição, como os aços Ni-Cr-Mo, aço Cr-Mo, entre outros, apresentam excelente temperabilidade tendo grandes aplicações em molas. Os elementos químicos que propiciam uma elevada temperabilidade são: C; Si; Cr e Mg, atingindo dureza de 54 a 56 HRC.

A combinação entre a redução do C para 0,47 % e adição de 0,2 % de V pode aumentar a tenacidade do material (NAKANO, et al. 2000). Nb e V elevam a tenacidade e a tensão de escoamento do material através da redução do tamanho de grão (KAWAGUCHI, et al. 1991).

Molas de suspensão automobilísticas, apesar de serem pintadas, estão susceptíveis ao meio ambiente, pois a pintura pode ser removida durante o uso do veículo por batidas de pedras por exemplo. Assim podem vir a falhar por corrosão. Portanto para elevar a resistência do material à corrosão pode ser adicionado Ni com uma percentual próximo a 0,55 % (NAKANO, et al, 2000), Cr ou Mo (INADA, et al, 1996).

O percentual de C dos aços mola é em sua maioria, entre 0,50 a 0,65 %, sendo materiais com boa temperabilidade (YAMADA, 2007).

O H é um elemento indesejável na composição química do material, pois o mesmo se arranja nos contornos de grão e fragiliza o material causando falha nos componentes. (INADA, et al, 1997).

2.3 Trefilação.

A trefilação é um dos processos mais antigos de deformação do aço e tem grande significado na indústria (ASM, 1987), consistindo em puxar um arame metálico através de uma matriz que possui um orifício cônico, mediante uma força de tração aplicada pelo lado de saída do material. Tem-se como resultado uma redução na área de seção transversal, com um aumento correspondente no comprimento da peça. A operação completa de trefilação pode consistir na passagem através de várias matrizes posicionadas em série. Barras, arames e tubos são fabricados geralmente dessa maneira (CALLISTER, 2008). Esse processo propicia excelente qualidade superficial e elevado controle dimensional em materiais longos com a mesma seção transversal (ASM, 1987).

A trefilação é um processo realizado a frio e gera deformações na estrutura do material com o aparecimento de discordâncias na estrutura atômica gerando as tensões residuais de tração e compressão, elevando assim a resistência mecânica do material e reduzindo sua ductilidade.

A Figura 3 ilustra esquematicamente a redução de área do arame durante o processo de trefilação.

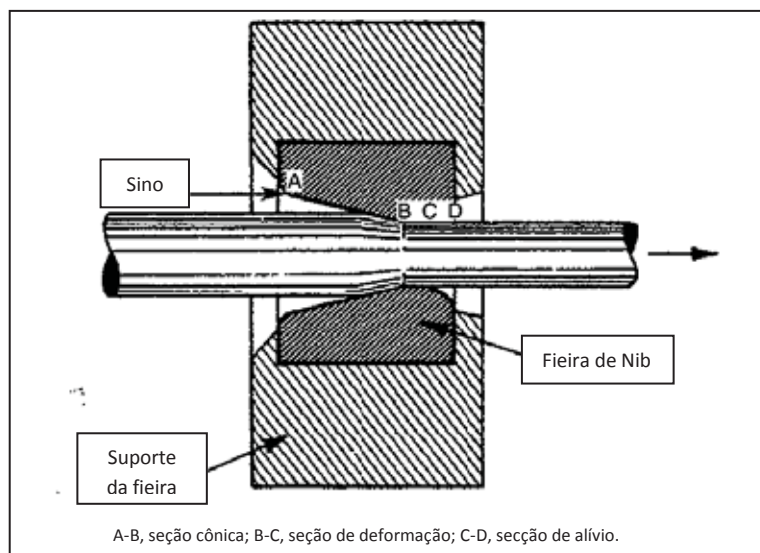


Figura 3 - Processo de trefilação de arame (Adaptado de ASM, 1987).

Antes de realizar a trefilação é necessário que o arame seja limpo e livre de imperfeições que possam danificar a fieira e uso de lubrificante se faz necessário para reduzir o atrito entre o arame e a fieira.

2.4 Tratamento térmico, têmpera e revenimento.

Para que os aços mola exerçam sua função é necessário que o mesmo apresente elevada resiliência, ou seja, a capacidade de absorver energia quando o material é deformado elasticamente e, depois, com a remoção da carga, permita a liberação da 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 a tensão, desde um estado com ausência de carga até o ponto de escoamento (CALLISTER, 2008). A Figura 4 demonstra uma representação esquemática do módulo de resiliência.

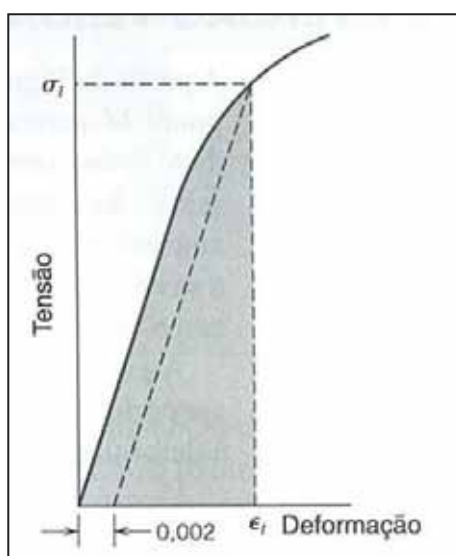


Figura 4 - Representação esquemática mostrando como o módulo de resiliência é definido a partir do comportamento tensão-deformação em tração (CALLISTER, 2008).

Trabalho para tensionar o material até o ponto de escoamento é dado pelas equações 1 e 2:

$$U_r = \int_0^{\epsilon} \sigma d\epsilon = \frac{E\epsilon^2}{2} \quad (1)$$

$$\text{Como } \sigma_e = E\epsilon \quad \text{portanto } \epsilon = \frac{\sigma_e}{E} \quad \text{logo } U_r = \frac{\sigma_e^2}{2E} \quad (2)$$

Os materiais resilientes são aqueles que apresentam limites de escoamento elevados e baixo módulo de elasticidade, requisitos na fabricação de molas.

Para se elevar a tensão de escoamento e consequentemente o módulo de resiliência dos aços mola é necessário que os mesmos sejam temperados e revenidos, obtendo microestrutura martensita. O tratamento térmico de têmpera é realizado com o aquecimento do material a 50 °C acima da temperatura mínima de austenitização (temperatura em que o aço muda de fase ferrita pró-eutetóide e perlita para austenita); a temperatura é de no mínimo 900 °C e de no máximo 1000 °C para o aço SAE 9254. Após atingir essa temperatura o material é bruscamente resfriado, na qual a taxa de resfriamento vai depender da temperabilidade do aço. 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 pro-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. A temperatura da água deve ser mantida abaixo de 32 °C. Se a água for agitada a efetividade do tratamento térmico será maior (ASM, 1987), pois aumenta a severidade de têmpera .

Para se obter a martensita é necessário que o aço seja temperável. A composição química e o tamanho de grão do material influenciam diretamente na temperabilidade do material e é desejável que o aço apresente o percentual de C entre 0,2 a 0,6. Sendo assim, em aços hipoeutetóides, alguns elementos de liga, conforme já citados anteriormente, aumentam a temperabilidade do aço, tais como, Cr, Mn, Ni e B.

A Figura 5 representa a temperabilidade do aço SAE 9254 utilizando o método Jominy.

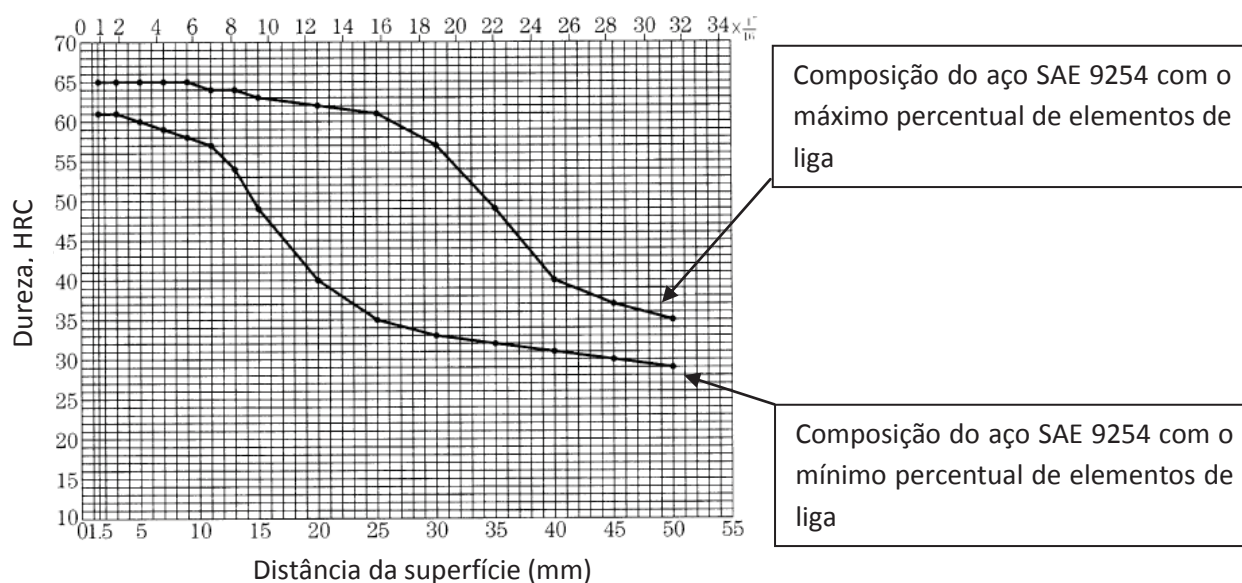


Figura 5 - Temperabilidade do aço SAE 9254 - ensaio Jominy (Adaptado de YAMADA, 2007).

A temperatura de aquecimento e o tempo de exposição a 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 decarbonetação e também aumentam o tamanho de grão da austenita, reduzindo a tenacidade e a vida em fadiga da mola. A Figura 6 mostra o efeito da temperatura de austenitização no tamanho de grão para os aços SUP 6 e SUP 10.

A elevada dureza até um determinado limite melhora a resistência do material à deformação plástica e também eleva a durabilidade da mola (DOLAN, YEN, 1948).

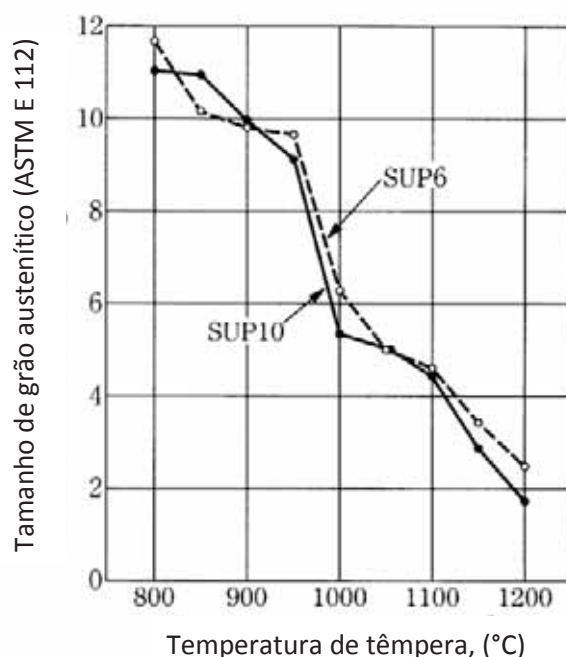


Figura 6 - Relação entre a temperatura de têmpera e o tamanho de grão (Adaptado de YAMADA, 2007).

Como os aços temperados não têm aplicação por serem muito duros e frágeis, os mesmos passam por um tratamento térmico chamado de revenimento, que consiste em aquecer o material a uma temperatura abaixo da eutetóide, entre 250 °C a 650 °C, por um período de tempo determinado.

O efeito desse tratamento térmico ocorre por difusão de C aliviando as tensões geradas pela têmpera e a precipitação de carbonetos formando assim a martensita revenida (AMS, 1987), que consiste em partículas de cementita extremamente pequenas e uniformemente dispersas em uma matriz contínua de ferrita. Essa microestrutura é semelhante à da cementita globularizada, a diferença é que as partículas de cementita são muito menores (CALLISTER, 2008). A finalidade é reduzir a dureza, aumentar a ductilidade e a tenacidade do material em valores especificados para determinada aplicação.

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

A tenacidade e a ductilidade do material são afetadas pela dureza do material, que é resultado da temperatura de revenimento e o efeito da temperatura de revenimento nas propriedades do material é mostrado na Figura 7.

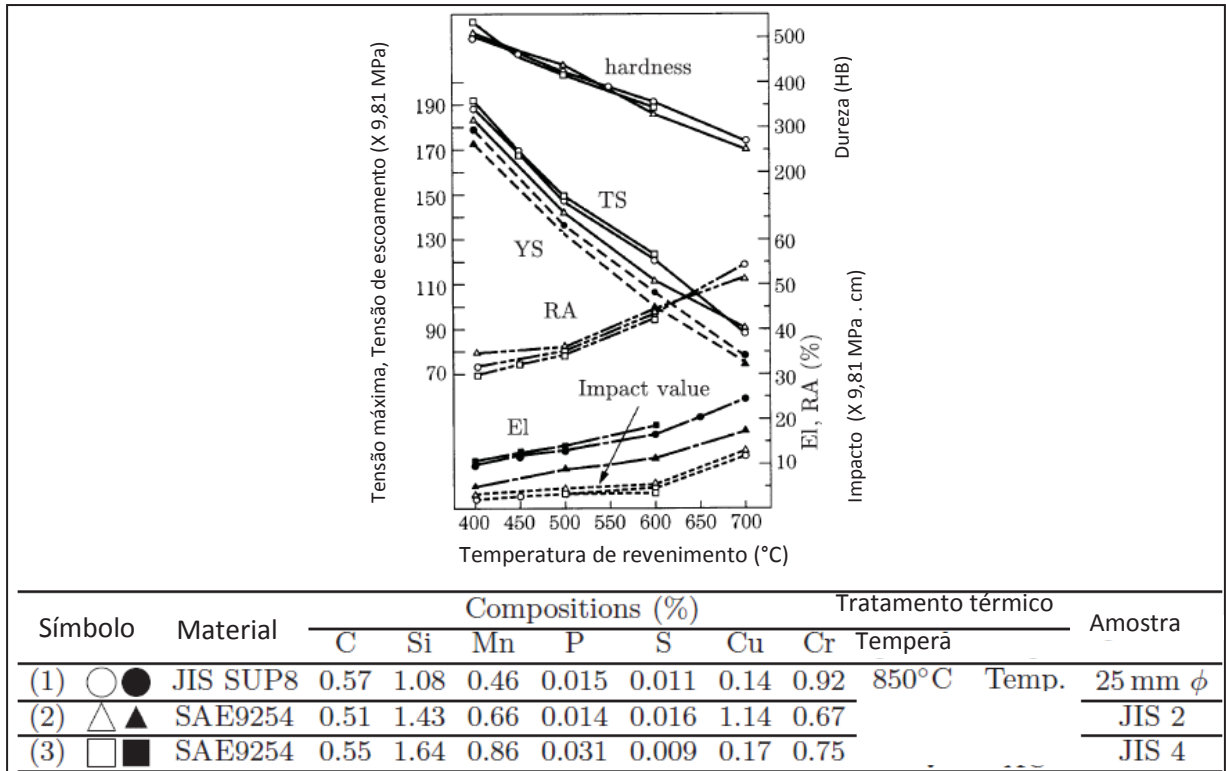


Figura 7 - Propriedades mecânicas conforme a temperatura de revenimento do aço SAE 9254 (adaptado de YAMADA, 2007).

2.5 Conformação do arame em mola.

Conforme descrito anteriormente, existem duas rotas para a conformação do arame em mola: o processo de conformação a quente e a frio.

No processo de conformação a quente o arame trefilado é aquecido até uma temperatura de austenitização, a ± 880 °C, e então conformado em mola. O resfriamento é realizado em óleo e, posteriormente, a mola é revenida a uma temperatura de ± 400 °C.

A vantagem desse processo é a homogeneidade da dureza do arame na secção transversal.

O tempo que o arame fica aquecido para a conformação do mesmo 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 cristalográfica, a dureza do material não fica homogênea, pois a dureza é elevada conforme o grau de deformação do arame em cada secção 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 tensão após sua deformação.

2.6 Alívio de tensão.

O processo de alívio de tensão é aplicado após processos que geram elevadas tensões residuais maléficas 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 de A1, onde o aço pode ser aliviado. 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 a elimina por completo (AMS, 1987).

2.7 Jateamento.

O processo de jateamento por partículas é, provavelmente, o método mais eficiente e mais utilizado para induzir tensões residuais, de natureza benéfica, na superfície de uma peça. O método é largamente utilizado para o endurecimento superficial de componentes, principalmente aqueles com geometrias complexas.

É um processo de trabalho a frio no qual a superfície do componente é impactada com jatos de partículas esféricas ou de outros formatos, que podem ser de aço comum, aço inoxidável, vidro ou material cerâmico (FATHALLAH, 1994). O resultado desse bombardeamento é a introdução de tensões residuais de compressão na superfície promovidas pelo encruamento provocado pelos impactos das esferas promovendo deformações plásticas na camada superficial. Isso aumenta o limite de escoamento e provoca mudanças na

rugosidade superficial da peça (NIKU-LARI, LU, FLAVENOT, 1983; KUMAR, SUBRAT, RADHAKRISHNAN, 1987).

O jateamento tem por objetivo retardar o trincamento por corrosão sob tensão, eliminar distorções devido a tratamentos térmicos, inibir a iniciação e a propagação de trinca, aumentando a resistência à fadiga em torno de 25 % a 30 % (BEGFIINI, 1944). Essa melhoria na vida em fadiga está associada ao fato de que as tensões residuais compressivas geradas no jateamento somam-se as tensões trativas do carregamento externo do componente, reduzindo o nível total de tensões trativas aplicadas na superfície da peça, conforme Figura 8.

Do ponto de vista microestrutural o jateamento por partículas 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. Devido a natureza não homogênea da deformação plástica. Cada partícula ao chocar-se com a superfície do material age como um pequeno martelo, produzindo uma amassamento, encruando a superfície e gerando uma pequena camada de tensão residual compressiva da ordem de 80 % da tensão de escoamento ou 60 % da tensão de resistência máxima do material, dificultando a iniciação e propagação de trincas, melhorando a resistência à fadiga (O HARA, 1994).

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

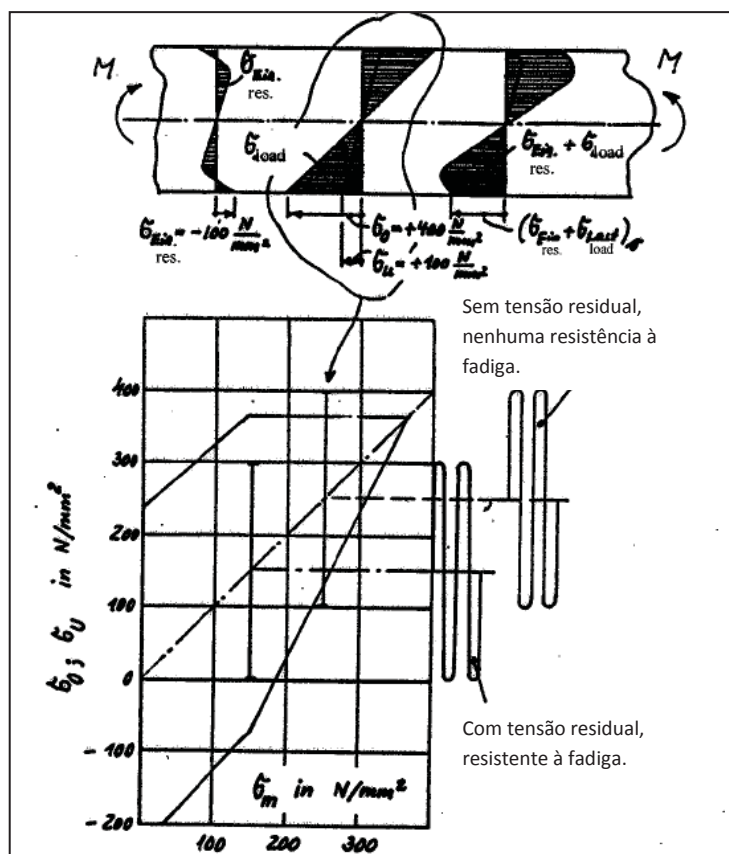


Figura 8 – Influência favorável da tensão residual na resistência à fadiga conforme o diagrama de Smith. (Catálogo técnico, Mubea Ltda).

2.7.1 Influência da granalha.

Apesar da máquina de jateamento realizar a separação da granalha que pode ser reutilizada da granalha que deve ser descartada, essa separação não garante que a granalha em uso esteja adequada para o uso em processo. Em um estudo de caso realizado em um aço AISI 5160 com 0,6 % de C e 1 % de Cr com dureza de 380 a 420 HB (CAMMETT, 2008), foi avaliado as molas em diferentes períodos da produção usando granalha S390 (14 a 18 mesh), mostram que, durante o processo, as granalhas foram se desgastando, reduzindo assim seu tamanho, alterando as propriedades que o jateamento induz a mola.

A Figura 9 mostra o valor de tensão residual da mola produzida com granalha com um determinado tempo de uso e o valor da tensão residual da mola jateada após o abastecimento da máquina de jatear com novas granalhas, até atender a norma AMS S 13165.

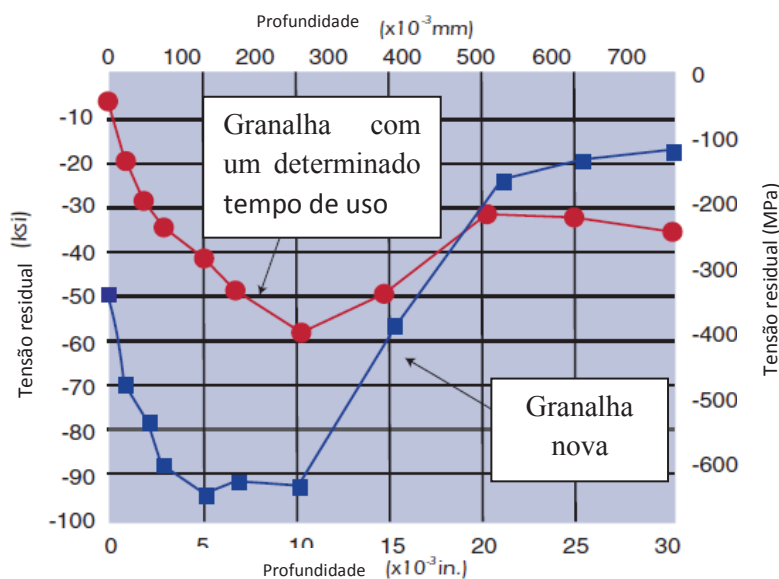


Figura 9 – Distribuição das tensões residuais de molas jateadas com granalhas em uso e tensão residual de molas jateadas com granalha nova.
(Adaptado de CAMMETT, 2008).

As granalhas com um determinado tempo de uso continha granalhas no tamanho adequado, que propiciou a tensão residual negativa, e também continha granalhas menor com dimensões irregulares que causaram defeitos na superfície da peça e consequentemente reduziram a vida em fadiga da mola. A Figura 10 mostra defeitos superficiais na mola jateada com granalhas usadas (a) e superfície sem defeito em mola jateada com granalha nova (b).

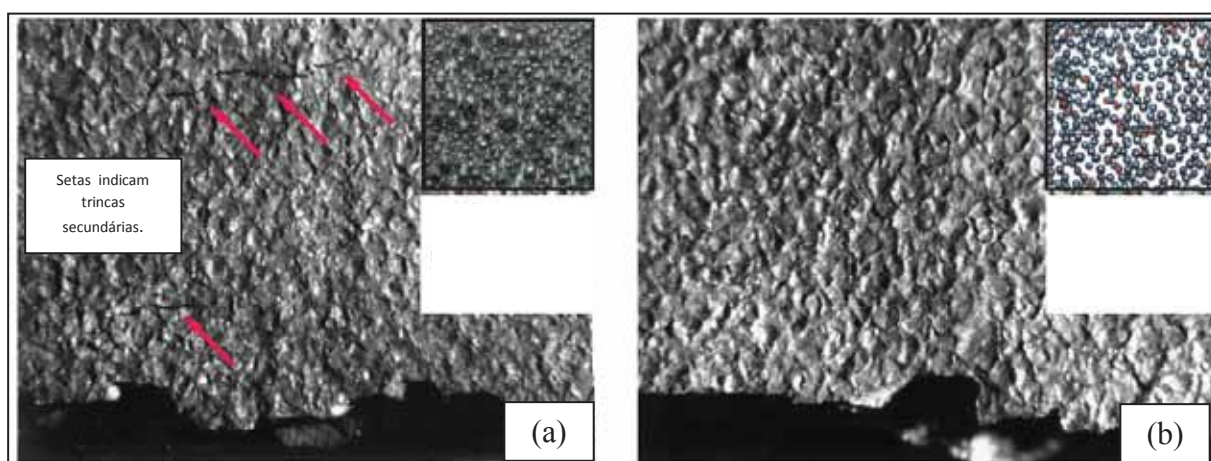


Figura 10 – (a) Exame da superfície da mola jateada com granalhas com um determinado tempo de uso, mostrando trincas na superfície da peça; (b) superfície da mola jateada com granalha nova. Ambas as fotos foram realizadas após ensaio de fadiga (Adaptado de CAMMETT, 2008).

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. A Tabela 2 mostra a distribuição ideal do tamanho da granalha conforme a norma AMS-S-13165, para o ensaio de peneira.

Tabela 2 – Distribuição da granalha no teste de peneira, norma AMS-S-13165.

Número sequencial da peneira	Norma AMS-S-13165 (% acumulado)
1º peneira	0
2º peneira	Max. 2,0 %
3º peneira	Max. 50 %
4º peneira (Tamanho nominal da granalha)	Min. 90 %
5º peneira	Min. 98 %
Pó	Max. 2,0 %

O ensaio de peneira é rápido e fácil de ser realizado. Deve ser coletado 100 g da granalha a ser analisada (a amostra deve realmente representar o volume total da granalha), colocar a granalha sob uma sequência de peneiras com dimensões definidas, sendo a primeira peneira com malhas maiores que a segunda peneira, e consecutivamente até a quinta peneira (conforme norma AMS-S-13165). O equipamento deve vibrar a uma determinada intensidade por um determinado período. Posteriormente deve-se coletar a granalha retida em cada peneira e pesa-la, sendo assim possível determinar o percentual do tamanho da granalha para cada dimensão analisada, mas esse teste não é aplicado para avaliar o formato da granalha (morfologia). Para avaliar o formato da granalha deve-se realizar análise de imagem através de 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.

A Tabela 3 mostra as aplicações mais usuais para cada tipo de granalha.

Tabela 3 – Aplicações mais usuais das granalhas.

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

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

2.7.1.1 Granalhas esféricas – aço fundido.

É a granalha mais utilizada no mercado. É produzida 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 através de peneiras que separam as granalhas nas faixas especificadas, por exemplo, a granalha S170 tem dimensões entre 0,500 – 0,710 mm (KIRK, 2011).

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 repentinos impactos durante o uso (CHAMPAIGNE, 2001) e por esse motivo, deve-se monitorar continuamente o processo de jateamento, pois o tamanho da granalha afeta a intensidade de jateamento, cobertura, profundidade da deformação plástica e, conseqüentemente, a profundidade e intensidade da tensão residual (KIRK, 2009).

As esferas são classificadas conforme seu diâmetro. A Figura 11 mostra a classificação das granalhas conforme norma SAE J444, e a Figura 12 mostra as esferas de aço mais utilizadas no mercado.

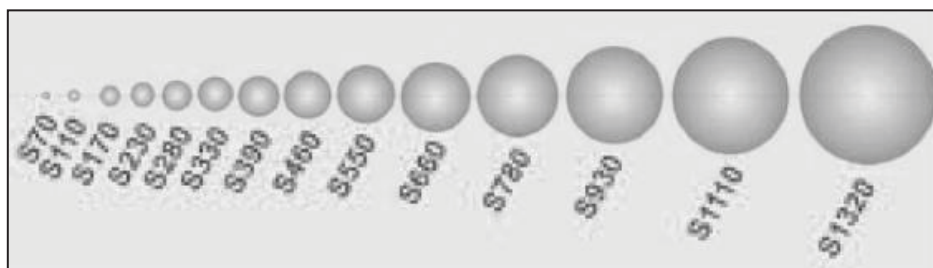


Figura 11 – Formato nominal das granalhas esféricas, conforme norma SAE J444. A letra S e o número correspondem ao espaço especificado na peneira a qual a granalha deve ser capaz de passar (KIRK, 2009).

Quanto maior for a variação permissível do tamanho da granalha, maior será a variação das propriedades induzidas pelo jateamento, 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 jateamento 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).

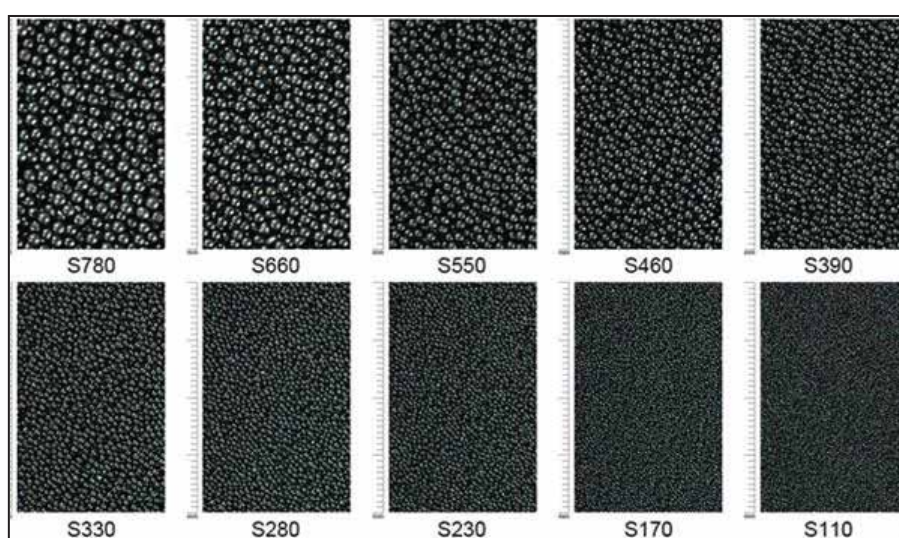


Figura 12 – Granalha esférica produzida por atomização,
(site: <http://www.frohn.com.br>).

2.7.1.2 Granalhas de arame cortado.

Pode ser fabricado de aço carbono ou aço inoxidável austenítico (CHAMPAIGNE, 2001). Esse tipo de granalha é austenizado 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 austenizado para recuperar a ductilidade. Pelo fato do material ser austenizado 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, a microestrutura é composta por ferrita proeutetóide e perlita, a microestrutura final da granalha normalmente é bainítica ou martensítica.

O arame é cortado com comprimento similar ao diâmetro do arame, 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. Neste estágio as granalhas são aplicadas para jateamento para limpeza (KIRK, 2003).

A granalha é condicionada por uma combinação de deformações plásticas e erosão através do lançamento da mesma em uma superfície dura com o objetivo de aumentar a circularidade da granalha para diversas aplicações no mercado. A Figura 13 (a) mostra esquematicamente a mudança na geometria da granalha para obter granalhas próximo de uma esfera, e a Figura 13 (b) mostra a granalha de arame cortado.

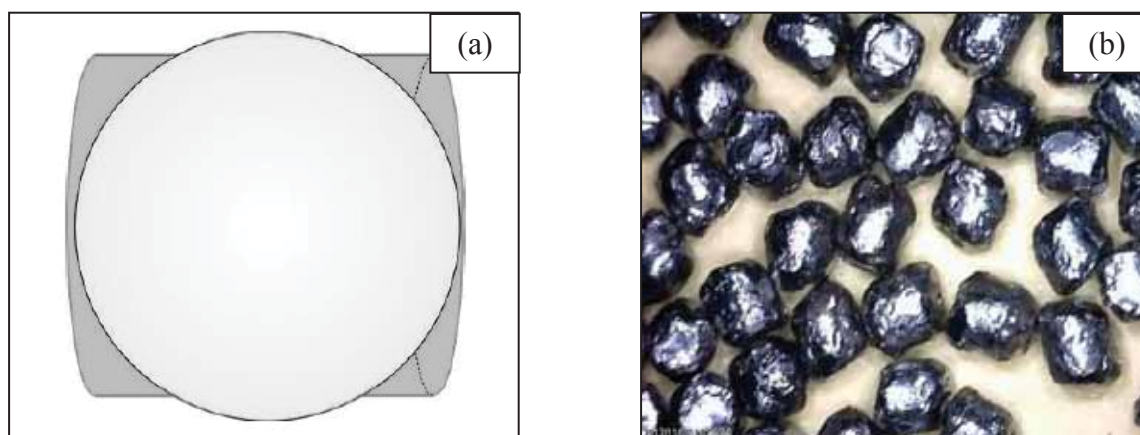


Figura 13 – (a) Mudança no formato da granalha de cilindro para esfera (KIRK, 2011).
(b) Formato das granalhas fabricadas com arame cortado após condicionamento (<http://www.frohn.com.br>).

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, encruamento (KIRK, 2003).

Assim como as granalhas esféricas, a granalha com 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.

2.7.2 Dimensões da endentação e seus efeitos.

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

Quando o jateamento é realizado a superfície da peça é amassada objetivando formar uma zona plástica abaixo da superfície da peça. O diâmetro da área amassada (endentação) vai depender do tamanho da granalha. Quanto maior o tamanho da partícula maior será o tamanho da endentação formada, sendo o diâmetro da endentação de 30 a 50 % o valor do diâmetro da granalha (KIRK, 2010), conforme ilustrado na Figura 14.

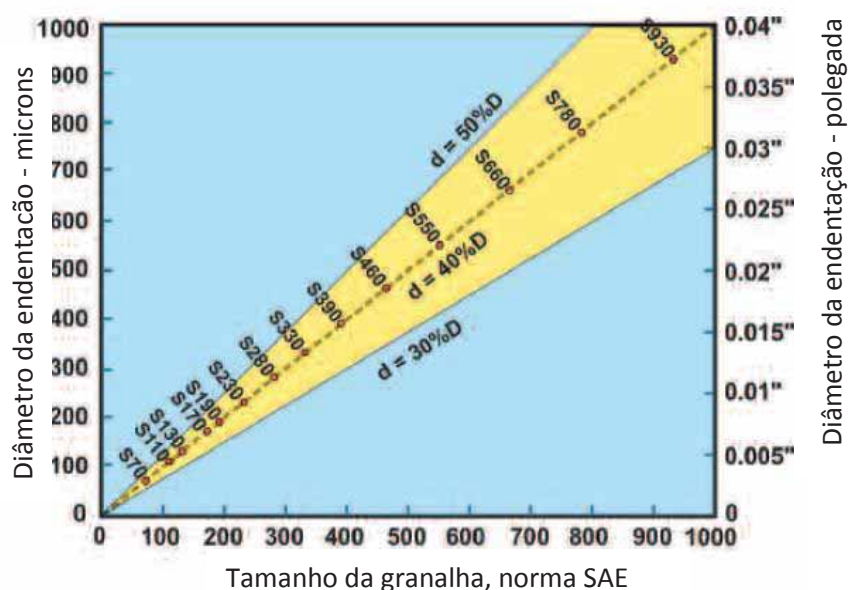


Figura 14 – Influência do tamanho da granalha no diâmetro da endentação (KIRK, 2010).

O ângulo de impacto em que a granalha atinge a peça, causa variações dimensionais na endentação conforme observado na Figura 15 e, conseqüentemente, reduz o efeito na intensidade e na cobertura de jateamento (KIRK, 2005), conforme observado na Figura 16.

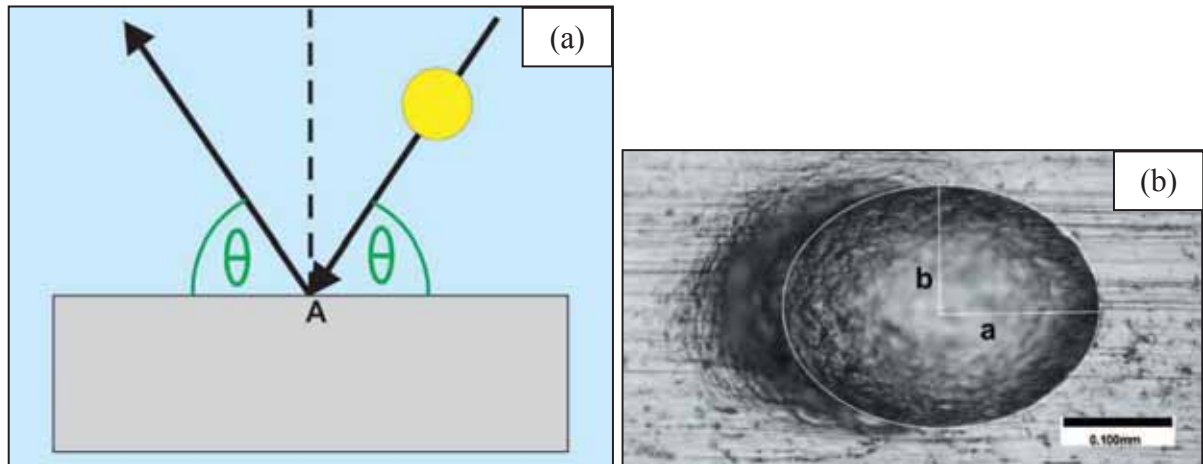


Figura 15 – (a) Esquema demonstrando uma granalha atingindo uma peça a um ângulo θ (b) dimensão da indentação criada por granalha ao atingir uma peça a 45° (KIRK, 2010).

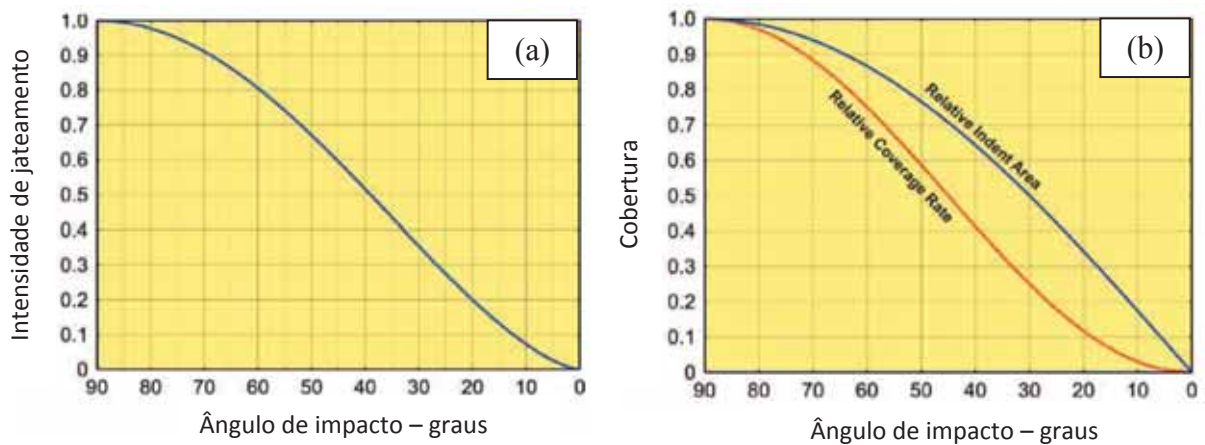


Figura 16 – (a) Variação da intensidade de jateamento e profundidade de endentação com o ângulo de impacto. (b) Efeito do ângulo de impacto na dimensão da endentação na cobertura (KIRK, 2010).

2.7.3 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 17 (KIRK, 2007).

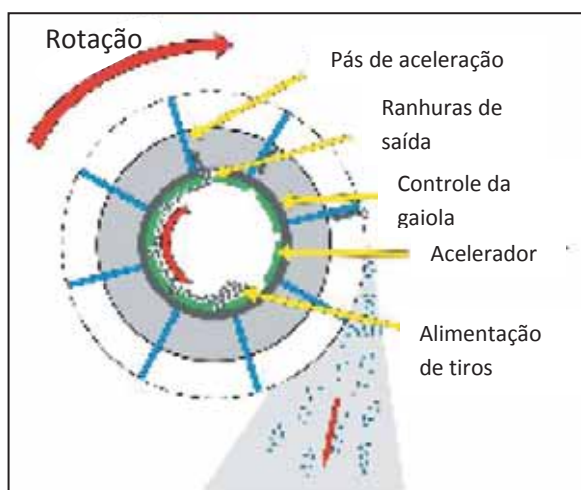


Figura 17 – Jateamento por roda centrífuga, aceleração das granalhas (KIRK, 2007).

Quando a granalha sai do cilindro giratório e passa para as pás que giram em elevada velocidade a granalha 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).

2.7.4 Intensidade de jateamento (Teste de Almen).

Quando é realizado o jateamento a superfície da peça é amassada objetivando formar uma zona de deformação plástica abaixo da superfície da peça. O diâmetro da área amassada vai depender do tamanho da granalha e a área amassada é controlada pela intensidade de jateamento, inicialmente controlada pela velocidade da esfera e o ângulo de impacto. Não é simples medir a velocidade da esfera após seu lançamento. Por esse motivo Almen (1963)

desenvolveu o método de medição da intensidade através de chapas de aço mola, constituído de três tipos de chapas, tendo como diferença a espessura das mesmas, tipo N (0,031 in), tipo A (0,051 in) e tipo C (0,0938 in). A aplicação de cada tipo de chapa vai depender do modo de jateamento. A chapa é fixada em um dispositivo e é jateada em uma das faces nas condições de produção. Após o jateamento é observada que a chapa sofreu uma deformação em forma de arco e a medição desse arco de deformação indica o grau de intensidade do jateamento. A Figura 18 ilustra o procedimento de Almen (CHAMPAIGNE, 2001).

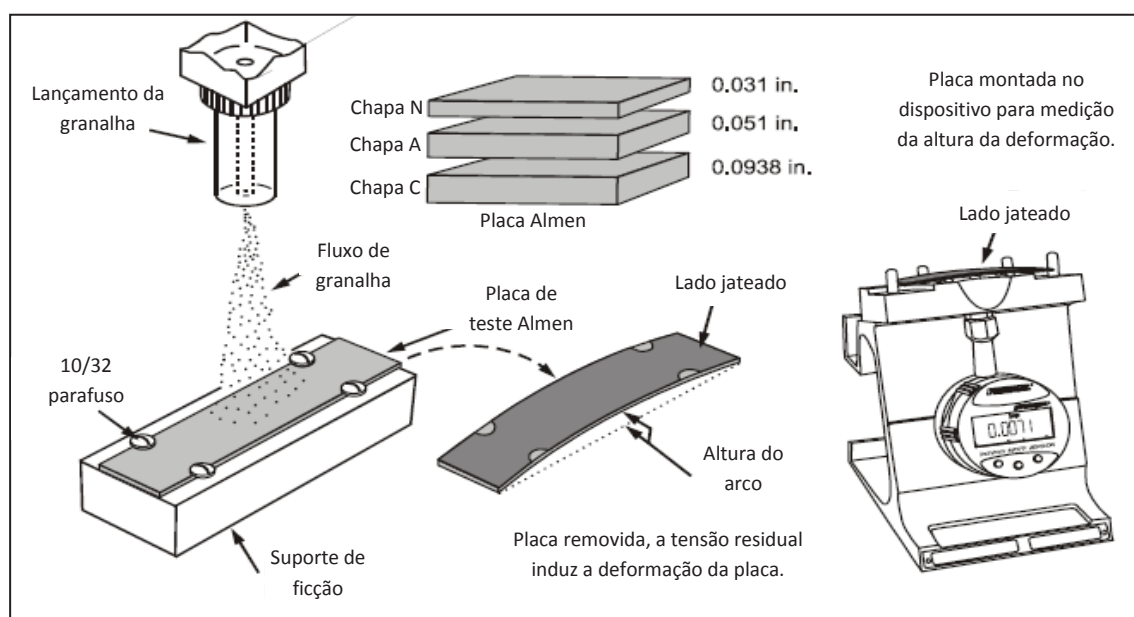


Figura 18 – Procedimento para medir intensidade de jateamento (CHAMPAIGNE, 2001).

Quanto maior o arco de deformação maior é a intensidade de jateamento. A chapa apresenta esse comportamento porque a superfície jateada tem a sua área superficial alongada, ficando convexa e a outra superfície (não jateada) ficando côncava. Portanto quanto mais se jateia mais a chapa se encurva e maior é a intensidade. Isso ocorre até um determinado limite, devido a saturação de deformação (CHAMPAIGNE, 2001).

A saturação da deformação pode ser observada analisando uma curva de jateamento (altura do arco x tempo de jateamento) na qual várias chapas de Almen são jateadas e medido sua deformação. Com a variação do tempo de jateamento, é observado na Figura 19, que no início do jateamento as chapas de Almen sofrem elevada deformação, mas é determinado como o ponto ideal de jateamento quando o aumento de deformação da chapa é menor que 10 % entre um período T e 2T. Esse ponto é o ponto de saturação.

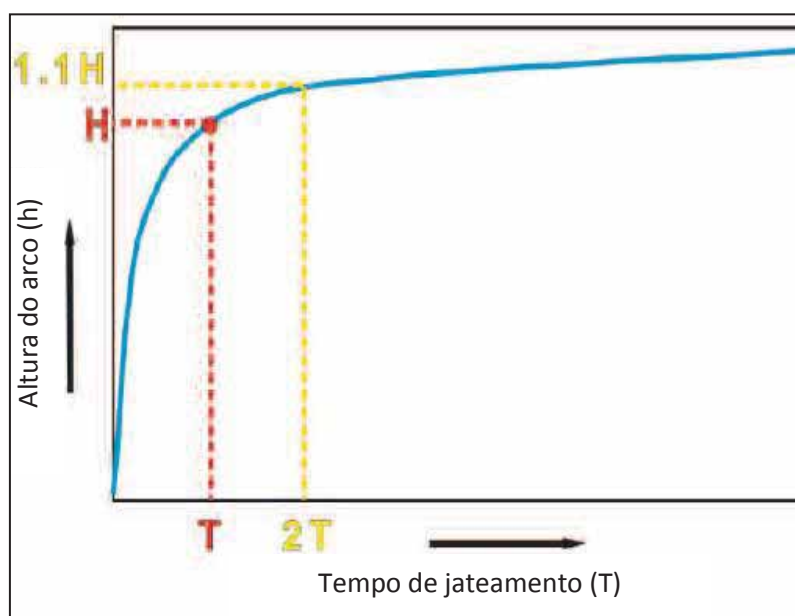


Figura 19 - Curva de intensidade de jateamento (curva de saturação) (KIRK, 2007).

Apesar de se elevar o tempo de jateamento a deformação da chapa não ocorre com a mesma intensidade, devido às deformações plásticas e ao endurecimento da superfície da chapa, conforme observado na Figura 20 (KIRK, 2007).

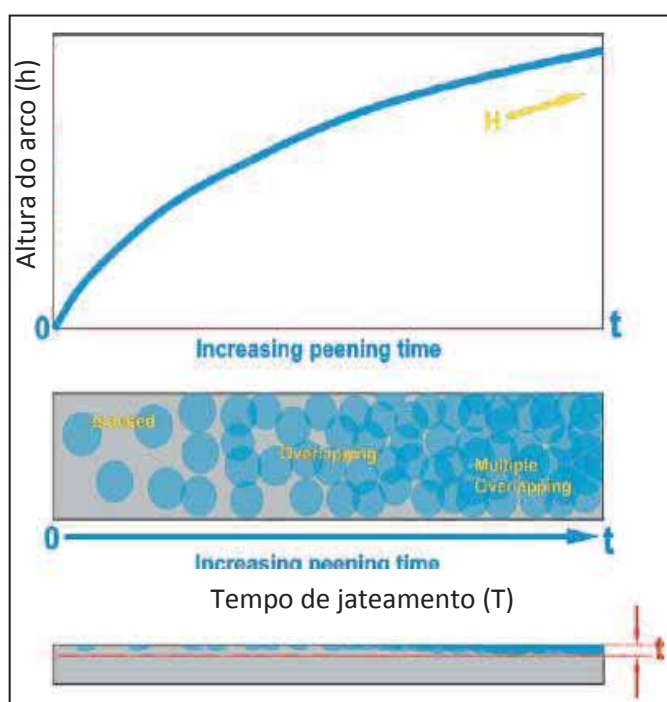


Figura 20 – Deformação progressiva para produzir a espessura endurecida (KIRK, 2007).

2.7.5 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 10 X. (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 mesma 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, conforme ilustrado na Figura 21 (KIRK, 2012).

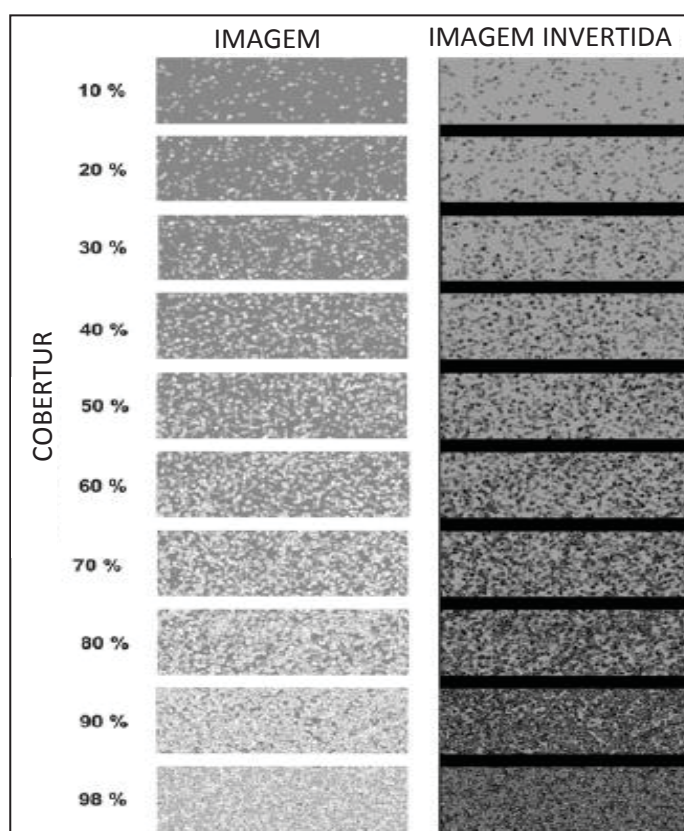


Figure 21 – Referencia de imagem computadorizada de cobertura (KIRK, 2012).

Existe uma relação entre a intensidade de jateamento e a cobertura conforme Figura 22, onde é observado que no ponto de saturação da intensidade (H) no tempo T a cobertura é de 99,9 % e a intensidade é de 90 %. Somente em 2T a intensidade é de 99,9 %, portanto pode-se concluir que a cobertura atinge 100 % de eficiência antes da intensidade, isso ocorre porque são necessários múltiplos impactos de granalha no mesmo local para se elevar a intensidade de jateamento, diferente da cobertura que é necessário o impacto de apenas uma granalha por unidade de área.

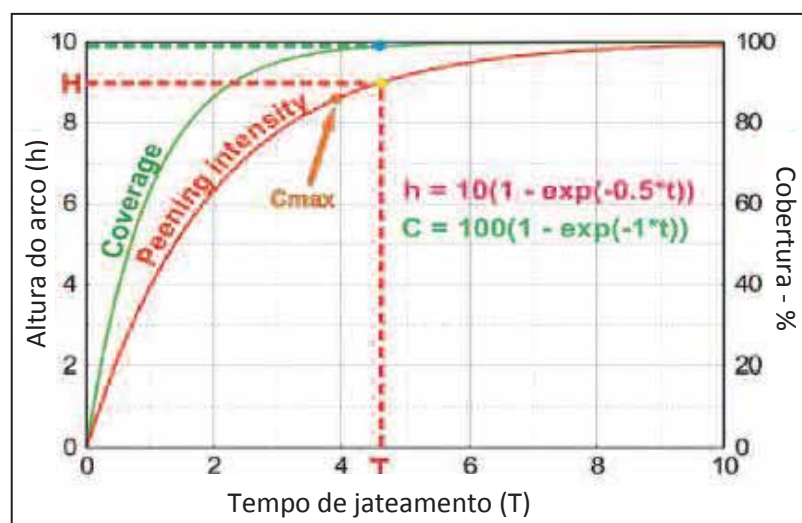


Figura 22 – Relação entre a intensidade de jateamento medido pelo método Almen e a cobertura de jateamento (KIRK, 2007).

A Figura 23 (a) mostra uma área deformada plasticamente com diferentes níveis de intensidade devido ao impacto de uma única granalha. Isso significa que múltiplos impactos são necessários para atingir o endurecimento da superfície da peça, conforme a Figura 23 (b). (KIRK, 2007).

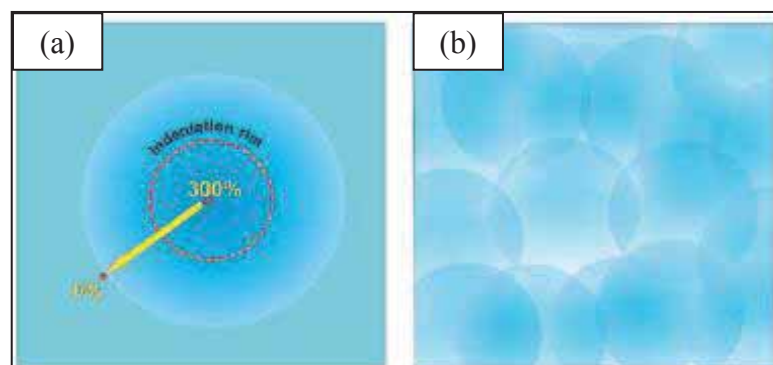


Figura 23 – (a) Zona de deformação após impacto de uma granalha. (b) múltiplas áreas de deformação (KIRK, 2007).

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 24 (KIRK, 2012).

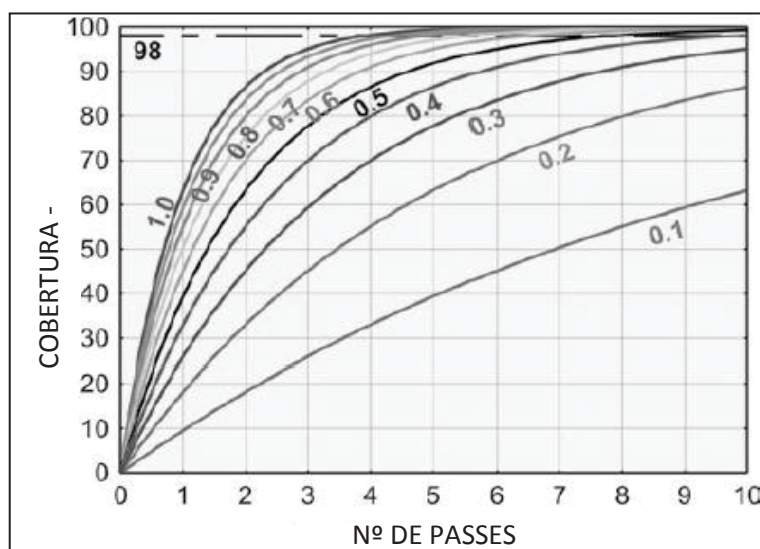


Figura 24 – Efeito do fluxo de jateamento na cobertura (KIRK, 2012).

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 as 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 25 (KIRK; HOLLYOAK, 2005).

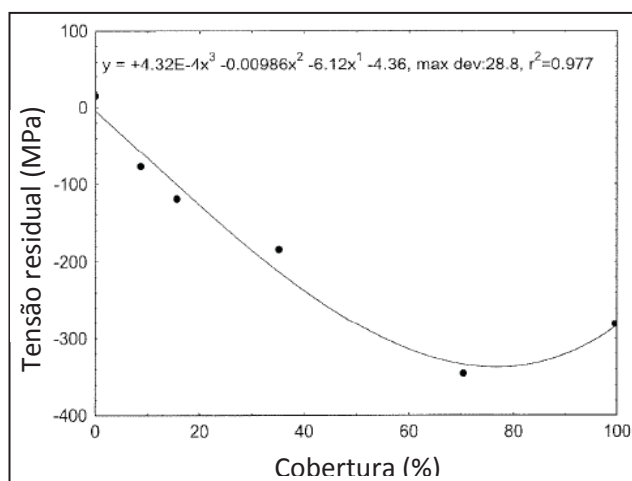


Figura 25 – Variação da tensão residual com a variação do percentual de cobertura (KIRK; HOLLYOAK, 2005).

2.7.6 Efeito da temperatura da peça durante o Jateamento.

Devido à necessidade de redução do peso de molas, isto é redução do diâmetro do arame da mola, viu-se a necessidade de fabricar molas com elevada resistência à fadiga e resistência à deformação plástica. Para atender à necessidade, pensou-se em alternativas como:

Elevar a dureza da mola para elevar a resistência à fadiga, sendo assim, para que o jateamento fosse efetivo seria necessário elevar a dureza da granalha. O efeito negativo de se elevar a dureza da granalha é a redução de sua vida útil, pois a mesma se tornaria mais frágil (TANGE, KOYAMA, TSUJI, 2000).

Foi então considerada uma patente desenvolvida por Gokiu (1965) que consiste em se jatear a mola a quente com consideráveis vantagens.

A consequência do aumento da temperatura da mola antes do jateamento é a redução temporária da dureza da mola, permitindo jateamento com granalhas mais dúcteis (TANGE, KOYAMA, TSUJI, 2000).

Para melhorar a vida em fadiga e a resistência a deformação plástica das molas, ambas as ações foram tomadas, a dureza da mola foi aumentada e o jateamento foi realizado a quente. A Figura 26 mostra o efeito positivo de ambas as ações na vida em fadiga das molas.

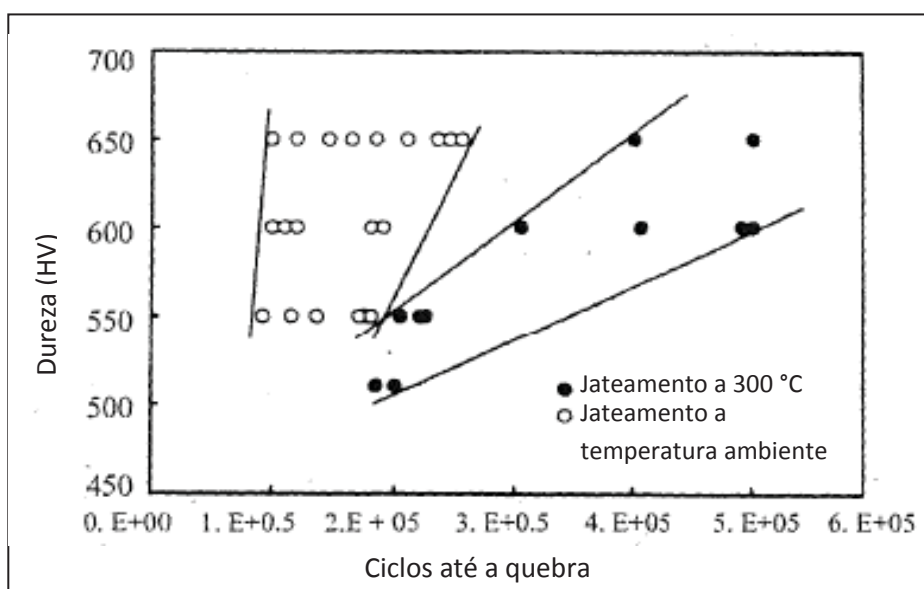


Figura 26 – Relação entre dureza da mola e vida em fadiga de molas jateadas em diferentes temperaturas (TANGE, KOYAMA, TSUJI, 2000).

A Figura 27 (a) mostra que a temperatura da mola antes do jateamento tem um ponto ótimo na durabilidade da mola. Entre 250 °C a 325 °C é observado também que a rugosidade da peça aumenta conforme a temperatura. Isso é efeito da redução da dureza da peça sendo o trabalho exercido durante o jateamento mais intenso e a consequência disso é a elevada tensão compressiva gerada e a profundidade alcançada conforme a Figura 27 (b).

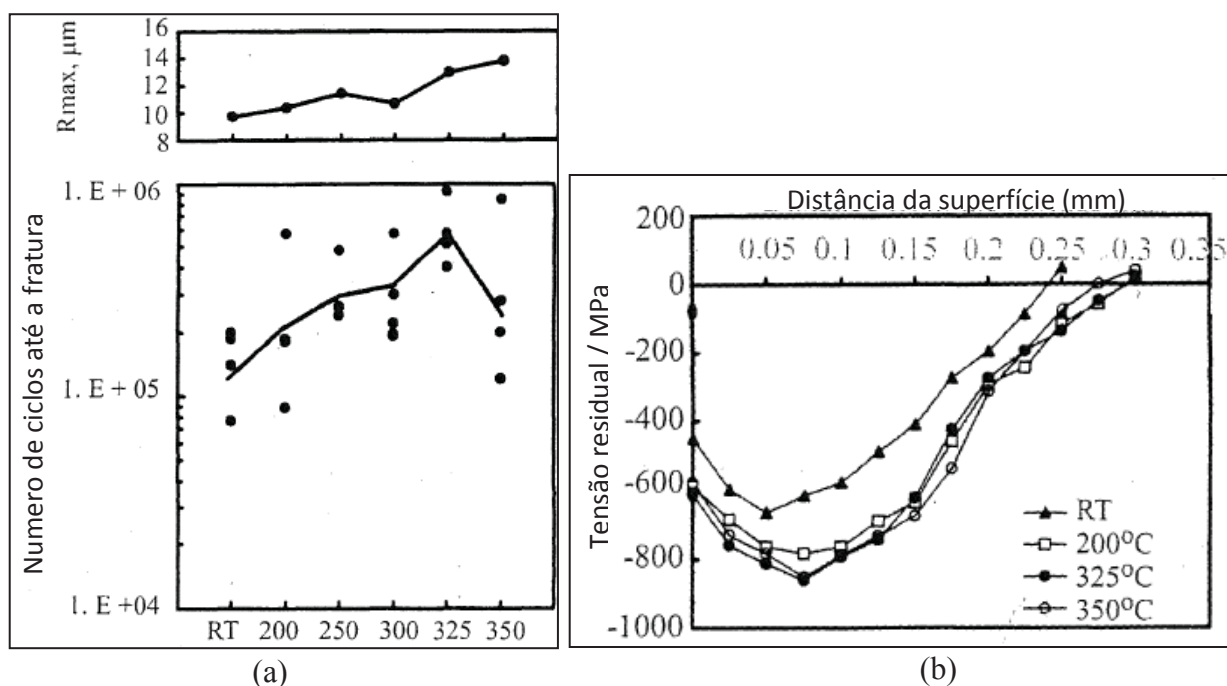


Figura 27 – (a) Efeito da temperatura da mola na vida em fadiga e efeito na rugosidade da peça (b) Efeito da temperatura da peça na tensão residual (TANGE, KOYAMA, TSUJI, 2000).

2.7.7 Jateamento com a mola comprimida.

A fim de obter melhores resultados, o chamado jateamento sob tensão é usado. A mola é comprimida e jateada, e 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), conforme demonstrado na Figura 28, influenciando significativamente na vida útil da mola (MUELLER, 1993).

Quanto maior é o carregamento da mola, maior é o efeito do jateamento comprimido, mas quanto maior o carregamento a mola fica mais comprimida, e o jateamento na área interna da mesma é reduzido devido o efeito de sombreamento da superfície. 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).

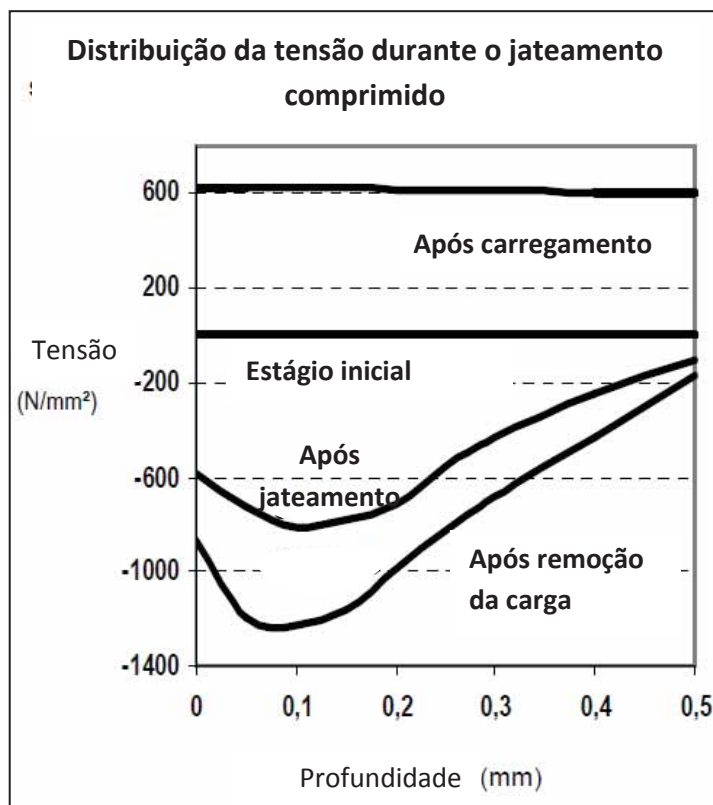


Figura 28 – Esquema da distribuição da tensão residual durante o jateamento comprimido (Adaptado de MUELLER, 2007).

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

O jateamento bloqueado 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, conforme observado na Figura 29.

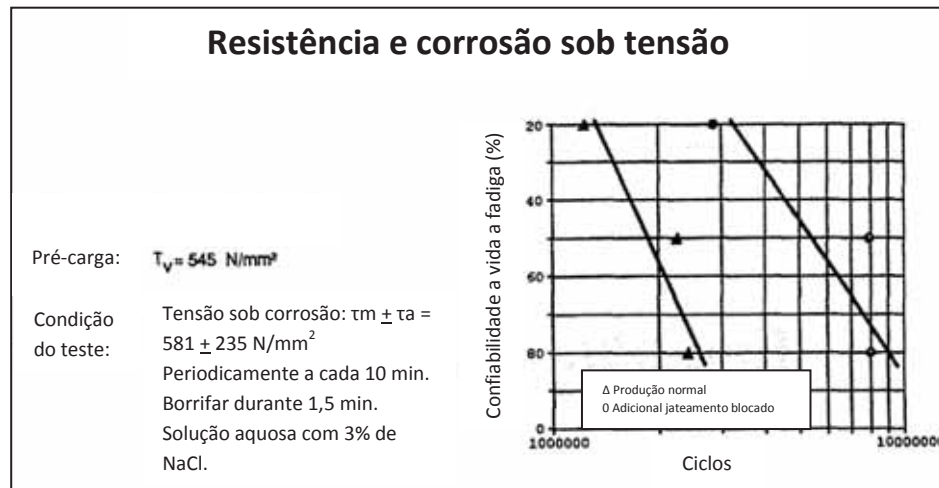


Figura 29 – Comparação de resultados do ensaio de resistência a corrosão entre mola jateada sob tensão e mola jateada sem tensão (MUELLER, 1993).

O jateamento compressivo também interfere no local de iniciação de trinca. Conforme observado na Figura 30, a mola jateada sem nenhuma tensão de compressão (0 MPa), apresentou a maior frequência de quebra por trincas iniciadas na superfície da mola. 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 profundo é a iniciação da trinca no material (MUELLER, 1993).

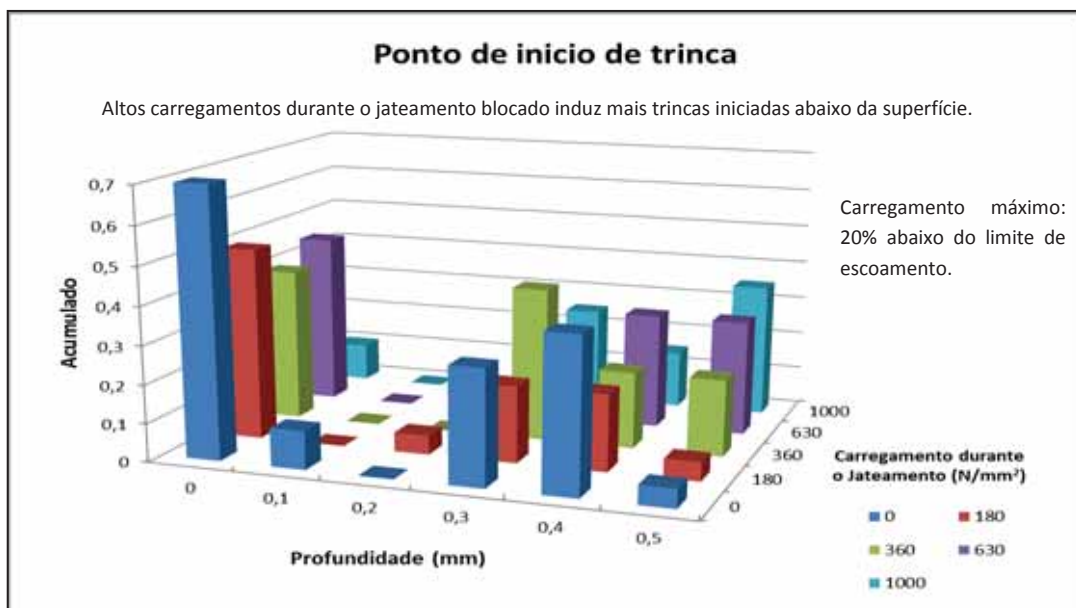


Figura 30 – Análise comparando o local de iniciação da trinca entre molas jateadas com diferentes níveis de compressão (Adaptado de MUELLER, 1993).

A Figura 31 mostra os dispositivos que podem ser utilizados para comprimir a mola antes do processo de jateamento, e pode ser observado que o local onde se tem contato entre o prato e a mola o jateamento não é realizado, assim como as primeiras e as últimas espiras da mola. Por esse motivo, as molas devem ser jateadas sem compressão e posteriormente jateadas sob tensão garantindo a total cobertura da peça.

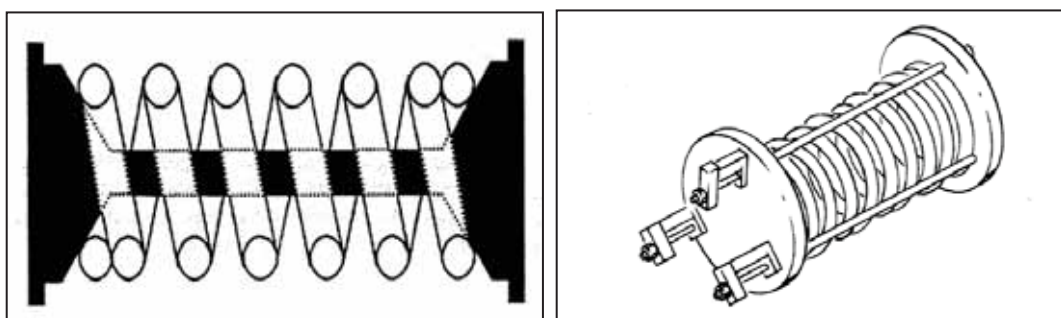


Figura 31 – Esquema do dispositivo para comprimir a mola no jateamento sob tensão (MUELLER, 2007; KOENECKE, 1982).

2.8 Tensões residuais.

As tensões residuais são estáticas e ativas e triaxiais em um sistema fechado, e que existem sem a presença de cargas externas ou momentos, e estão em um equilíbrio mecânico, podendo ser classificadas como trativas ou compressivas, e podem ser maléficas ou benéficas para a peça em questão, dependendo da aplicação da mesma (Catálogo técnico, Mubea Ltda).

Tensões residuais são aquelas que permanecem no componente mesmo depois de cessadas as forças externas anteriormente aplicadas sobre ele. (ALMEN, BLACK, 1963).

Existem três tipos de tensões residuais (I, II e III) que se superpõem.

(a) Tensões residuais tipo I: também chamadas de macroscópicas ou macrotensões residuais e se estendem ao longo do componente por vários grãos. As macrotensões residuais são provenientes de condições ou fontes mecânicas, térmicas ou químicas que afetam consideravelmente o volume do material. Estas tensões permanecem equilibradas em todo o corpo e têm sua origem em deformação plástica macroscópica (SOARES, 1998).

Um exemplo da formação desse tipo de tensão seria em um processo de tratamento térmico de têmpera conforme esquematizado na Figura 32.

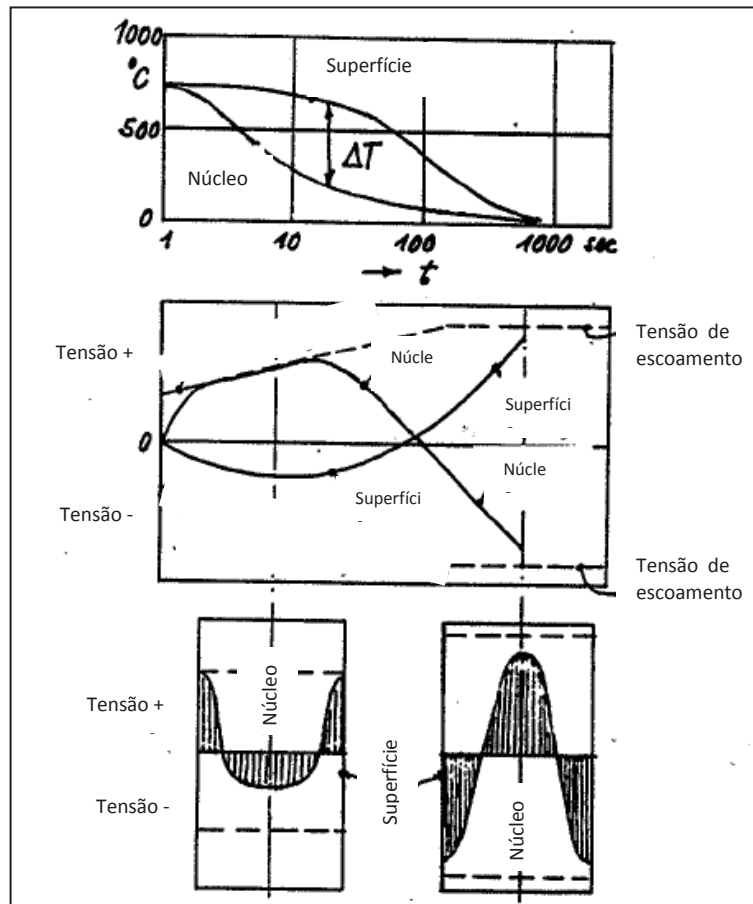


Figura 32 – Formação da tensão residual do tipo I (Catálogo técnico, Mubea Ltda).

(b) Tensões residuais tipo II: comumente chamadas de tensões microestruturais, estão presentes em um grão ou numa parte deste, estando equilibradas em alguns grãos vizinhos e tendo sua origem em deformação plástica microscópica (SOARES, 1998).

Um exemplo desse tipo de tensão residual é a condição do material que possui duas fases ou mais com diferentes comportamentos elásticos plásticos e térmicos (coeficiente de expansão térmica), conforme esquematizado na Figura 33.

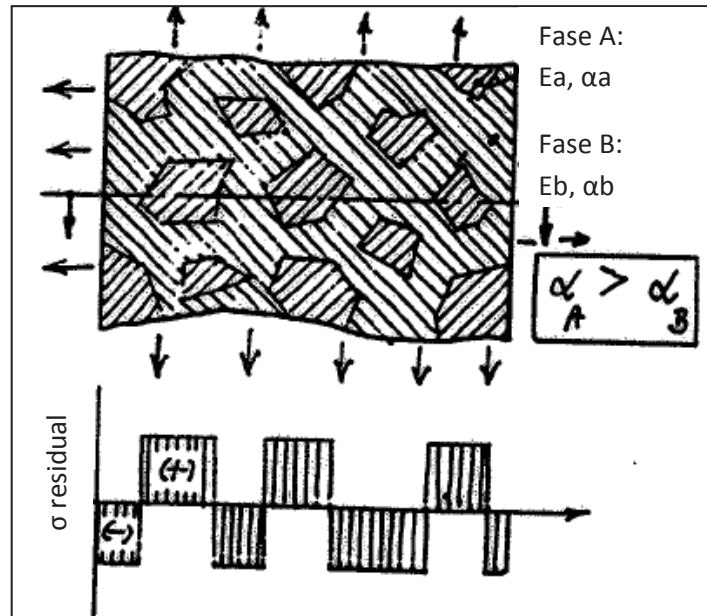


Figura 33 – Formação da tensão residual do tipo II (Catálogo técnico, Mubea Ltda).

(c) Tensões residuais tipo III: chamadas de tensões microlocalizadas, estendem-se por pequenas distâncias interatômicas, dentro de uma pequena porção de um grão, estando também equilibradas em uma pequena parte do grão e tendo sua origem em defeitos cristalinos, particularmente discordâncias, vacâncias, átomos intersticiais, átomos substitucionais que distorcem a rede cristalográfica gerando as micro tensões residuais, conforme esquematizado na Figura 34 (SOARES, 1998).

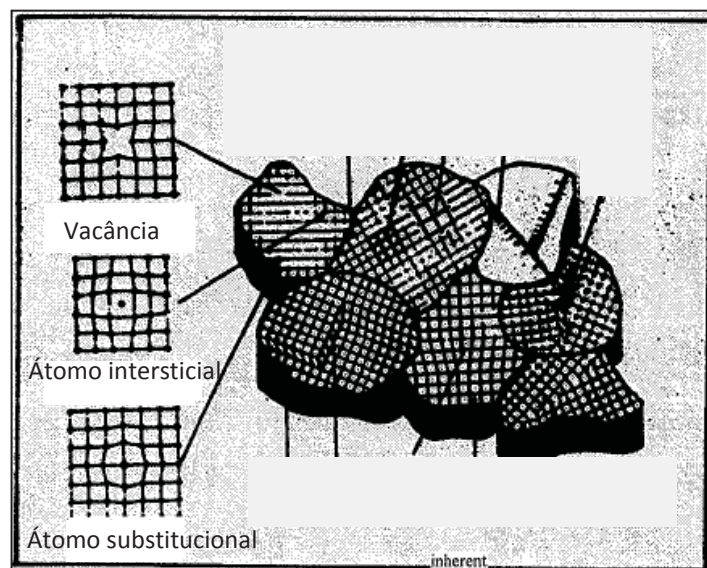


Figura 34 – Formação da tensão residual do tipo III (Catálogo técnico, Mubea Ltda).

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 através de métodos confiáveis de medidas.

Tensões residuais trativas podem ser maléficas, uma vez que estas tensões ao somarem-se às tensões trativas aplicadas no componente auxiliam a iniciação e o crescimento de trincas de fadiga, enquanto que as tensões residuais compressivas, ao se oporem a direção de carregamento trativo, reduzem o nível de tensão aplicada e inibem a iniciação e a propagação de trincas.

A natureza benéfica ou maléfica 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 (VIERECK, et al., 1991).

As tensões residuais tipo I, macrotensões, podem ser introduzidas através de tensões de contração originadas, por exemplo, nos processos: de fundição, lingotamento, laminação, extrusão, trefilação, soldagem, jateamento por partículas etc.

A maior parte das trincas de fadiga iniciam-se na superfície ou em regiões sub superficiais. De fato, a superfície é a região do componente que geralmente suporta a maior carga aplicada durante operação, estando muitas vezes sujeita às condições ambientais adversas e podendo até mesmo conter defeitos e tensões residuais provenientes do processo de fabricação. Portanto o reforço e a melhoria das propriedades superficiais de um componente são de extrema importância para sua vida em fadiga.

Após o tratamento térmico de alívio de tensões a mola é comprimida na operação de trabalho, tendo como um dos objetivos reduzir as tensões residuais da mola, conforme observado na Figura 35.

A Figura 36 mostra as mudanças na tensão residual do arame durante a produção de molas de suspensão.

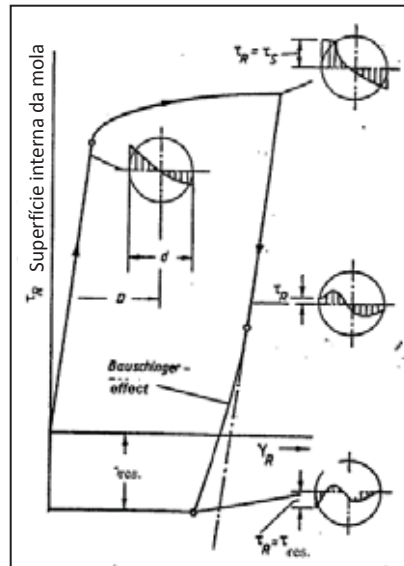


Figura 35 – Tensão residual compressiva por deformação plástica (Catálogo técnico, Mubea Ltda).

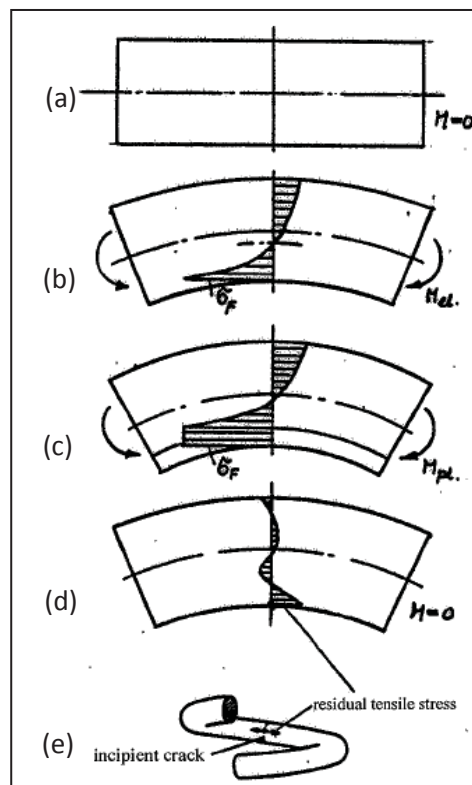


Figura 36 – (a) As tensões residuais no arame temperado e revenido não estão sendo consideradas. (b) e (c) Tensões residuais após o processo de enrolamento a frio da mola. (d) Tensões residuais após tratamento térmico de alívio de tensões. (e) Demonstração na espira da mola (Catálogo técnico, Mubea Ltda).

As tensões residuais compressivas são benéficas para molas de suspensão, pois após o impacto da granalha na peça, a superfície é deformada paralelamente obstruindo os cristais vizinhos, conforme demonstrado na Figura 37 (a) e elevando a tensão residual superficial conforme demonstrado na Figura 37 (b).

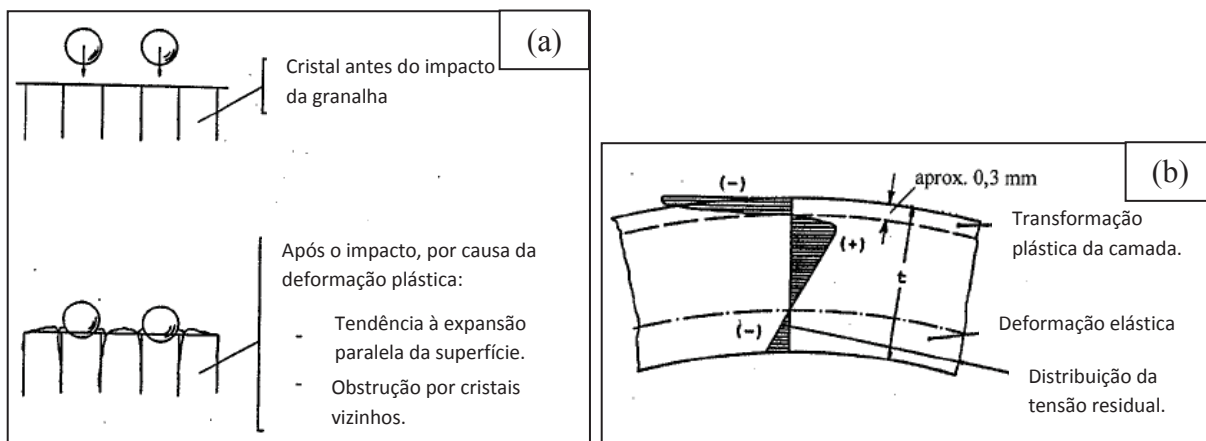


Figura 37 – (a) Deformação do cristal após o jateamento. (b) Demonstração da tensão residual após jateamento de uma das superfícies de uma chapa (Catálogo técnico, Mubea Ltda).

O conhecimento do perfil de tensões residuais promovido pelo processo de jateamento por partículas é de fundamental importância não só para controle do processo de jateamento, como para determinação dos efeitos positivos e negativos destas tensões no material.

A Figura 38 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 trativa, 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 38 juntamente com as suas quatro características mais importantes:

- 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.

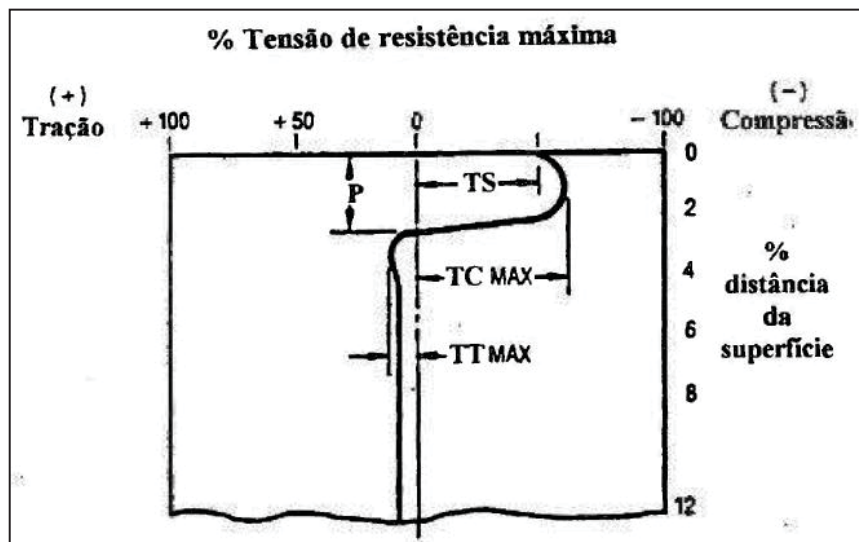


Figura 38 – Principais características do perfil de tensão residual em uma placa jateada (FUCHS, 1986).

A Figura 39 mostra o crescimento, propagação e a parada de trinca de fadiga em uma barra jateada submetida a um esforço de torção.

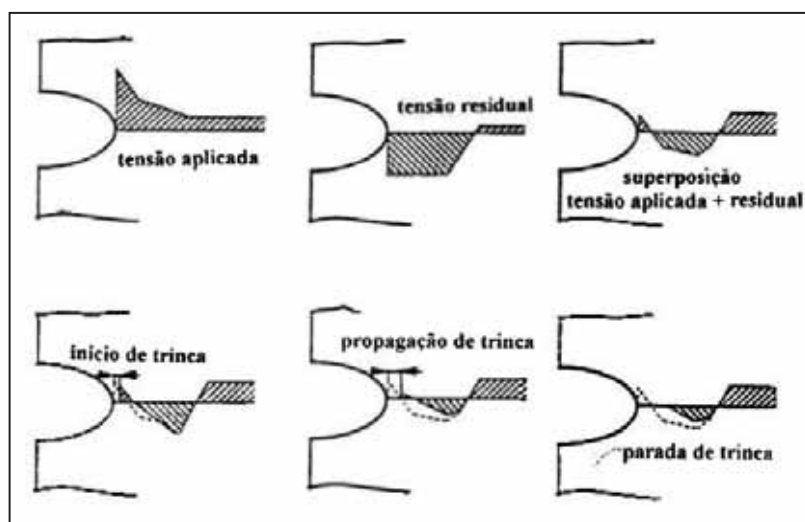


Figura 39 – Efeito da parada de trinca produzida por campo superficial de tensão residual compressivo (FUCHS, 1971).

2.8.1 Métodos de determinação das tensões residuais.

Os métodos para medir as tensões residuais podem ser destrutivos ou não destrutivos. Os diversos métodos de medida de tensão residual utilizam medidas de deformação, induzidas por tensões, que são utilizadas para calcular as tensões residuais existentes no material.

As principais técnicas destrutivas incluem medidas que se baseiam na eliminação do estado de equilíbrio das tensões residuais macroscópicas, no ponto ou região de medida, através de corte ou remoção por ataque químico.

O método envolve inicialmente a colocação criteriosa de extensômetros padrão no componente em que se deseja medir as tensões residuais. É então medida a deformação macroscópica provocada pela remoção, por corte ou ataque químico, de material tensionado. A esta remoção de material, acompanha uma relaxação. A variação de tensões causada por esta relaxação é determinada através da teoria da elasticidade, utilizando-se para tal as equações de compatibilidade e equilíbrio para o cálculo das tensões residuais.

Muita dessas técnicas destrutivas de extensometria e seccionamento, 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 (VISHAY, 1993).

Os principais métodos destrutivos são o método do seccionamento, o método de retirada das camadas e o método do furo cego (ASTM E837-94, 1994).

Os métodos não destrutivos são capazes de medir tensões sem relaxação e os principais deles são: ultrassônico; magnético; difração de nêutrons e difração de raios X. Estes métodos medem sem distinção as tensões residuais de tipo 1, 2 e 3 existentes no componente ou seja, as micro e macro tensões residuais.

O Quadro 2 mostra a comparação entre os métodos de medição de tensão residual.

Quadro 2 – Comparações gerais entre as diferentes técnicas de medir a tensão residual (SOARES, 1998).

Método	Furo cego	Difração de raio X	Difração de neutrons	Ultra-som
Hipóteses básicas	estado de tensões biaxial uniforme na superfície do furo	material policristalino de grãos finos, isotrópico e homogêneo	material isotrópico, homogêneo e policristalino	material isotrópico, homogêneo e policristalino, de tensões homogêneas no caminho acústico entre o transmissor e o receptor
Característica da análise	destrutiva	não destrutiva na superfície	não destrutiva	não destrutiva
Tipo de tensão residual a ser analisada	tipo 1	tipo 1 e 2 ou tipo 3	tipo 1 e tipo 2	tipo 1, 2 e 3
Parâmetros medidos	deformação na superfície ou deslocamentos	mudanças no espaçamento interplanar de materiais policristalinos	mudanças no espaçamento interplanar de materiais policristalinos	variações na velocidade da onda ultra-sônica
Tamanho mínimo para análise em caso de utilização padrão	$0,5 \times 10^{-6} \text{ m}^2$	$0,5 \times 10^{-6} \text{ m}^2$	$4 \times 10^{-9} \text{ m}^3$	de $0,1 \times 10^{-6} \text{ m}^2$ para frequências altas a $30 \times 10^{-6} \text{ m}^2$ em condições convencionais do método
Profundidade mínima de análise	20 μm		$1 \times 10^{-3} \text{ m}$	15 μm até 300 μm

2.8.2 Métodos de difração de raios X.

O método da difração de raios X pode ser considerado como um método não destrutivo de medidas de tensões superficiais. Como dito anteriormente é um método utilizado há mais de quarenta anos e aplicado largamente na indústria automotiva e aeroespacial (PREVEY, 1991).

Os princípios básicos para determinação de tensões residuais pelas técnicas de difração tais como, raios X e difração de nêutrons, baseiam-se na natureza da estrutura cristalina dos materiais. Em ambos utiliza-se o espaçamento existente entre os planos da rede cristalográfica como parâmetro de medida de deformação (CULLITY, 1978).

O método da difração de raios X utiliza a conhecida lei de Bragg, definida pela equação 3. A Figura 40 apresenta o espaçamento de Bragg para interferências construtivas e espalhamento coerente como sendo:

$$\lambda = 2d_{hkl} \sin \theta_{hkl} \quad (3)$$

Onde λ é o comprimento de onda dos raios X, d_{hkl} é o espaçamento entre planos sucessivos (hkl) da rede cristalina e 2θ é o ângulo relativo a direção do feixe incidente sobre o plano no qual a difração ocorre.

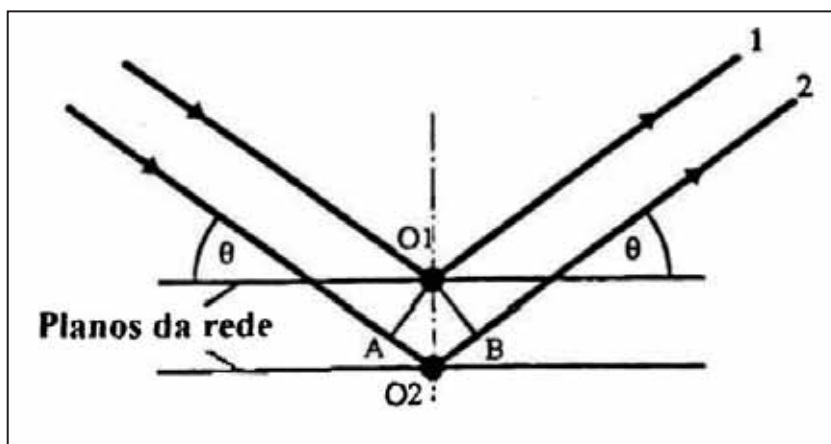


Figura 40 – Espalhamento descrito pela lei de Bragg (SOARES, 1998).

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 2θ , o comprimento de onda λ é fixo e o ângulo de difração θ é variado.

A segunda técnica é o chamado método de varredura λ , onde o ângulo de difração θ é mantido constante e o comprimento de onda λ é varrido.

As medidas de tensão residual do tipo I são calculadas pelas medidas de deformação na rede cristalina e as tensões residuais assim calculadas não são significativamente afetadas pelas propriedades do material, tais como: dureza; encruamento a frio ou textura. O método possui alta resolução espacial da ordem de milímetros na superfície e capacidade de resolução na profundidade do material da ordem de micrometros (PREVEY, 1991).

A tensão residual é definida a partir da deformação da rede cristalina, como sendo a diferença do parâmetro de rede, de um grão deformado por carregamento externo por

exemplo d , e de um grão livre de deformação d_1 , sendo assim possível calcular o grau de deformação da rede cristalina conforme demonstrado na equação 4.

$$\epsilon = \frac{d_1 - d}{d} = \frac{\Delta d}{d} \quad (4)$$

Δd = Mudança relativa do parâmetro de rede.

Devido ao baixo poder de penetração dos raios X, para determinação de tensões residuais ao longo da profundidade do material, torna-se necessário remover através de ataques eletrolíticos sucessivos, o material da superfície do componente para exposição aos raios X e assim medir as deformações e então calcular as distribuições das tensões residuais com a profundidade (GUROVA, 1997).

2.9 Fadiga.

É uma forma de falha que ocorre em estruturas ou componentes que estão sujeitas a tensões dinâmicas e oscilantes, tais como: componentes aeronáuticos e automotivos (molas de válvula, molas de suspensão, barras estabilizadoras entre outros). Sob essas circunstâncias, é possível que uma falha ocorra em um nível de tensão consideravelmente menor do que o limite de escoamento para uma carga estática. O termo “fadiga” é usado, porque esse tipo de falha ocorre normalmente após um longo período de tensões repetidas ou ciclos de deformação (CALLISTER, 2008).

Mesmo nos metais dúcteis, a falha por fadiga é de natureza frágil, existindo muito pouca, ou nenhuma, deformação plástica generalizada associada à fadiga. O processo ocorre pela iniciação e a propagação de trincas, e em geral a superfície da fratura é perpendicular à direção de uma tensão de tração aplicada.

A tensão aplicada pode ser de natureza axial (tração-compressão), de flexão (dobramento) ou de torção. Em geral, são possíveis três modalidades diferentes de tensão oscilante em função do tempo. Uma está representada esquematicamente na Figura 41 (a) como uma dependência regular e senoidal em relação ao tempo, onde a amplitude é simétrica em relação ao nível médio de tensão igual a zero, e alterna, por exemplo, entre uma tensão de tração máxima ($\sigma_{\text{máx}}$) e uma tensão de compressão ($\sigma_{\text{mín}}$) de igual magnitude; esse é conhecido como ciclo de tensões alternadas. Um outro tipo, conhecido como ciclo de tensão

repetidas, está ilustrada na Figura 41 (b); os valores máximo e mínimo são assimétricos em relação ao nível zero de tensão. Finalmente, o nível de tensão pode variar aleatoriamente em amplitude e em frequência, como demonstrado na Figura 41 (c).

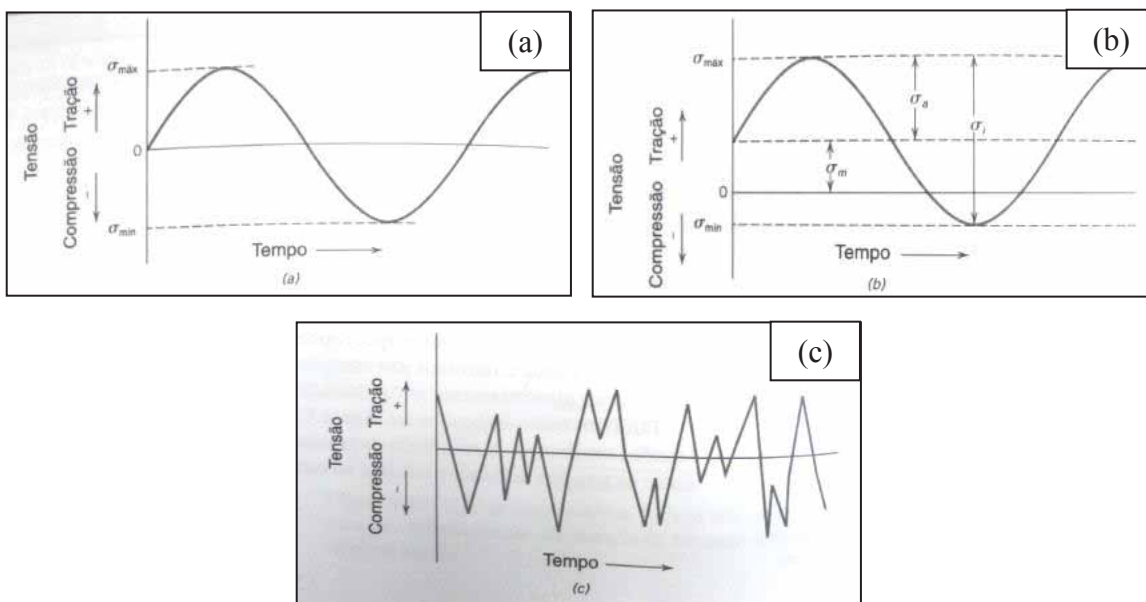


Figura 41 – Tipos de variação da tensão ao longo do tempo, responsável por falhas por fadiga (CALLISTER, 2008).

2.9.1 Curva σ -N.

Para se determinar a curva tensão pelo número de ciclos é necessário que sejam realizados testes de fadiga em diversos corpos de prova em determinados níveis de tensão, e com esses dados criar a curva σ -N.

Existem dois tipos distintos de comportamento da curva σ -N, os mesmos são observados na Figura 42. Esses gráficos indicam, quanto maior a magnitude da tensão, menor será o número de ciclos que o material será capaz de suportar antes da falha. Para algumas ligas ferrosas e de titânio, a curva σ -N é representado na Figura 42 (a), onde é observado que há um determinado limite no qual a durabilidade do componente se torna infinito, ou seja, a uma determinada tensão que a quebra não vai ocorrer, esse ponto é chamado de limite de resistência à fadiga, para os aços essa tensão varia de 35 % a 60 % do limite de resistência a tração. As ligas não ferrosas não apresentam o limite de resistência à fadiga, conforme a tensão aplicada é reduzida a durabilidade da peça é elevada, mas a mesma falha por fadiga, conforme demonstrado na Figura 42 (b).

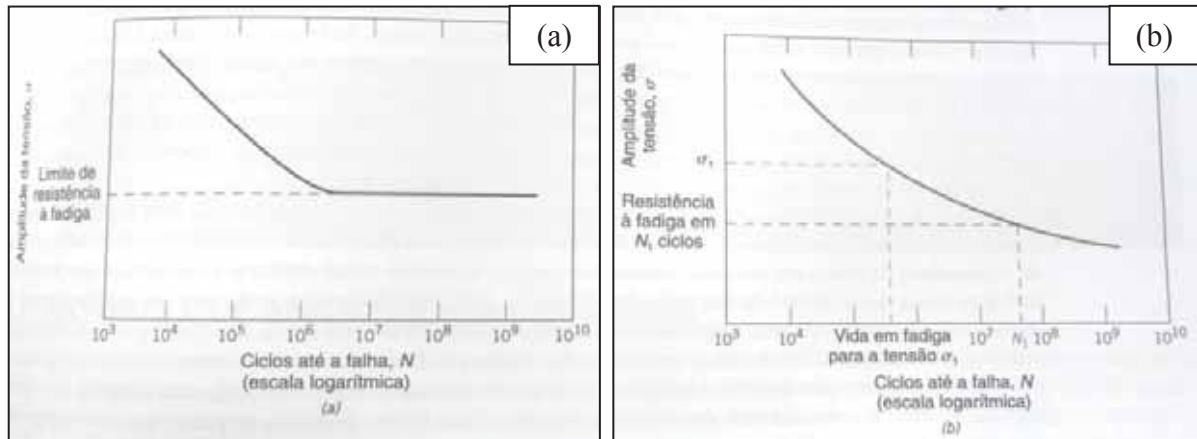


Figura 42 – Amplitude da tensão em função do logaritmo do número de ciclos até a falha por fadiga, curva σ - N (CALLISTER, 2008).

Já houve várias discussões sobre o limite a fadiga dos materiais, e foi demonstrado no teste de fadiga ultrassônico que a curva σ - N de alguns materiais não exibem nenhum limite a fadiga em elevados ciclos de fadiga (MUGHRABI, 2001; AWATANI, 1975; TSCHEGG, et al. 1995).

Os comportamentos à fadiga representados na Figura 42 podem ser classificados em dois domínios. Um está associado a cargas relativamente altas que produzem não somente deformação elástica, mas também alguma deformação plástica durante cada ciclo. Consequentemente, as vidas em fadiga são relativamente curtas; esse domínio é classificado como fadiga de baixo ciclo e ocorre com menos do que aproximadamente 10^4 a 10^5 ciclos. Para os níveis de tensão mais baixos, onde as deformações são totalmente elásticas, tem-se, como resultado, vidas em fadiga mais longas. Isso é chamado de fadiga de alto ciclo, uma vez que o número de ciclos é relativamente grande para produzir uma falha por fadiga, sendo maior que 10^4 a 10^5 ciclos.

2.9.2 Estado de tensão nas molas helicoidais.

Visto que as molas são usadas, exclusivamente como elementos estruturais que estão sujeitos à tração ou compressão, o arame por si só deve ser capaz de resistir às tensões de tração ou compressão. As molas helicoidais respondem a força de compressão externa com uma tensão de torção causada pela torção das espiras ativas na mola (BERGER, KAISER 2006). O arame por sua vez deve ser capaz de resistir às tensões de torção resultantes. A torção produz um estado de tensão biaxial no arame.

A tensão de torção resultante à tensão de compressão aplicada não é uniformemente distribuída por toda a secção transversal do arame, devido ao enrolamento da mola. Conforme esquematizado na Figura 43, a tensão é maior no lado interno da mola e, por esse motivo, os defeitos são mais danosos para vida em fadiga da mola neste local, do que em qualquer outro ponto da mola (HORA, LEIDENROTH, 1987).

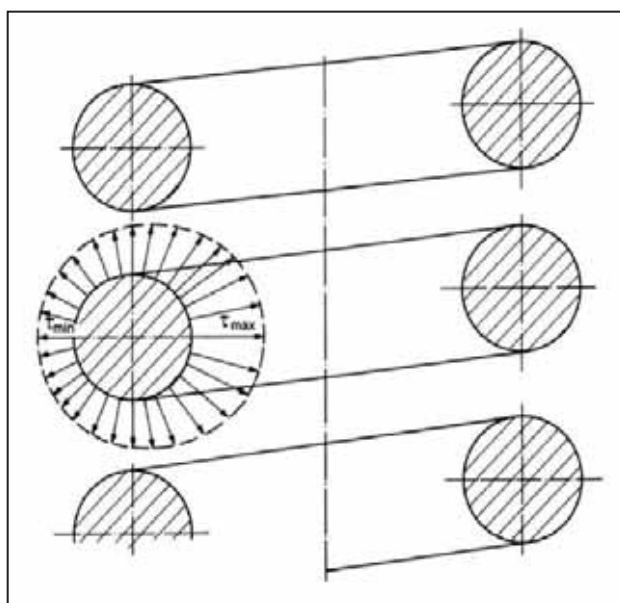


Figura 43 – Distribuição da tensão de cisalhamento na secção transversal do arame de uma mola helicoidal (HORA, LEIDENROTH, 1987).

A intensidade de tensão gerada na região interna da mola durante o processo de enrolamento dependerá do fator k , que é uma relação da curvatura de deformação do arame, conforme demonstrado na Figura 44. A curvatura pode ser caracterizada pelo quociente entre o diâmetro da mola e o diâmetro do arame, também chamado de relação de bobina (w), ou seja, quanto maior for o diâmetro da mola e menor o diâmetro do arame, a tensão gerada na região interna da mola será maior. Isso significa que:

- a tensão máxima ocorre no lado interno da mola.
- a origem da fratura de uma mola de compressão helicoidal geralmente inicia-se nessa região, lado interno da mola.
- A superfície interna das molas devem ser jateadas com cuidados particulares, pois a geometria da mola influencia no jateamento interno (BERGER, KAISER, 2006).

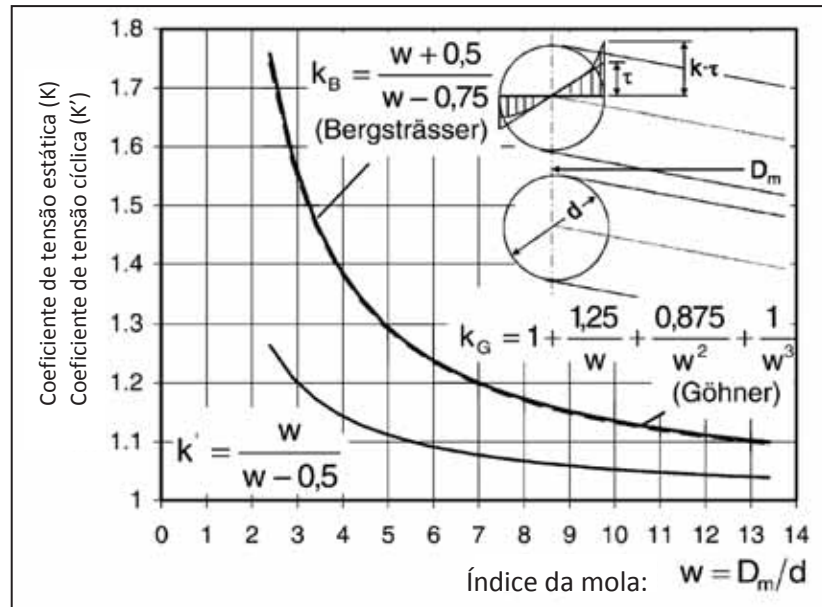


Figura 44 – Fator k e k' mostra respectivamente a concentração de tensão estática e cíclica na superfície interna da mola, (KLOOS, 1977).

Além da tensão de torção como resposta a tensão de compressão aplicada à mola, tem-se também a tensão de cisalhamento, $\tau_{\max}$, que é definido pela equação 5.

$$\tau = k \times \frac{8}{\pi} \times \frac{P \times D}{d^3} \quad (5)$$

τ = Tensão máxima de cisalhamento.

P = Carga da mola.

D = Diâmetro da mola.

d = Diâmetro do arame.

k = Fator de sobre tensão $(1,65 \sqrt[6]{d/D})$

Em adição à tensão de torção e cisalhamento, a mola também pode sofrer tensão por outras cargas impostas. Um componente maior é a carga inicial. Por exemplo, se a mola for montada em um pino, as extremidades da mola são alargadas e assim estão sujeitas a tensão de flexão. Um componente de flexão também ocorre durante o empeno da mola de compressão, devido o comprimento da mola (HORA, LEIDENROTH, 1987).

2.9.3 Iniciação e propagação de trinca, concentração de tensão.

O processo de falha por fadiga é caracterizado por três etapas distintas (1) iniciação da trinca, onde uma pequena trinca se forma em algum ponto de alta concentração de tensão; (2) propagação da trinca, durante a qual essa trinca avança incrementalmente com cada ciclo de tensão; e (3) a falha final, que ocorre muito rapidamente, uma vez que a trinca que está avançando tenha atingido um tamanho crítico. As trincas associadas à falha por fadiga quase sempre se iniciam na superfície de um componente, em algum ponto de concentrador de tensão. Os sítios de nucleação de trincas incluem as condições superficiais (riscos, danos, defeitos de processamento, rugosidade etc.), características metalúrgicas (inclusões, porosidades, fases indesejáveis etc.). Adicionalmente, a carga cíclica pode produzir descontinuidades superficiais microscópicas que resultam dos degraus de escorregamento de discordâncias, as quais também podem atuar como concentradores de tensões e, portanto, como sítios para a iniciação de trincas. A Figura 45 (a – f) e a Figura 46 (a – f) demonstram os agentes nucleadores de falha mais frequentes em molas de suspensão.

A região de uma superfície de fratura que se formou durante a etapa de propagação de uma trinca pode ser caracterizada por dois tipos de marcas: marcas de praia e estrias. Essas duas marcas características indicam a posição da extremidade da trinca (origem da fratura). Em um dado instante no tempo aparecem e como nervuras concêntricas que se expandem para longe do(s) sítio(s) de iniciação da(s) trinca(s), com frequência de acordo com um padrão circular.

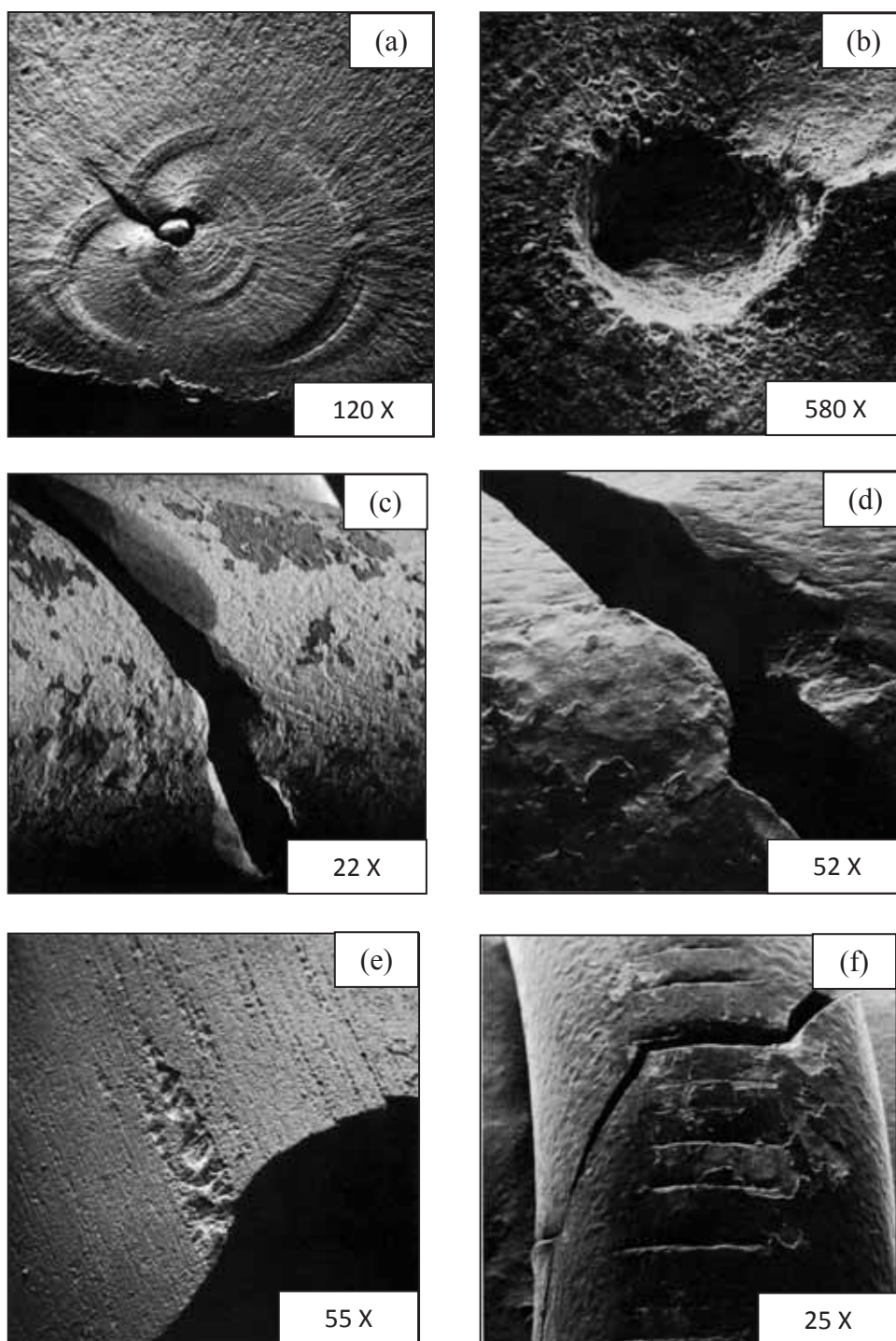


Figura 45 – (a – f) Tipos de concentradores de tensão que levam à falha de molas de suspensão: (a) inclusão, (b) inclusão saiu da fratura após a quebra, (c) e (d) defeito de laminação, (e) material estranho esmagado na superfície do arame durante a trefilação. (f) atrito elevado entre arame e ferramental, gerando trincas transversais. (HORA, LEIDENROTH, 1987).

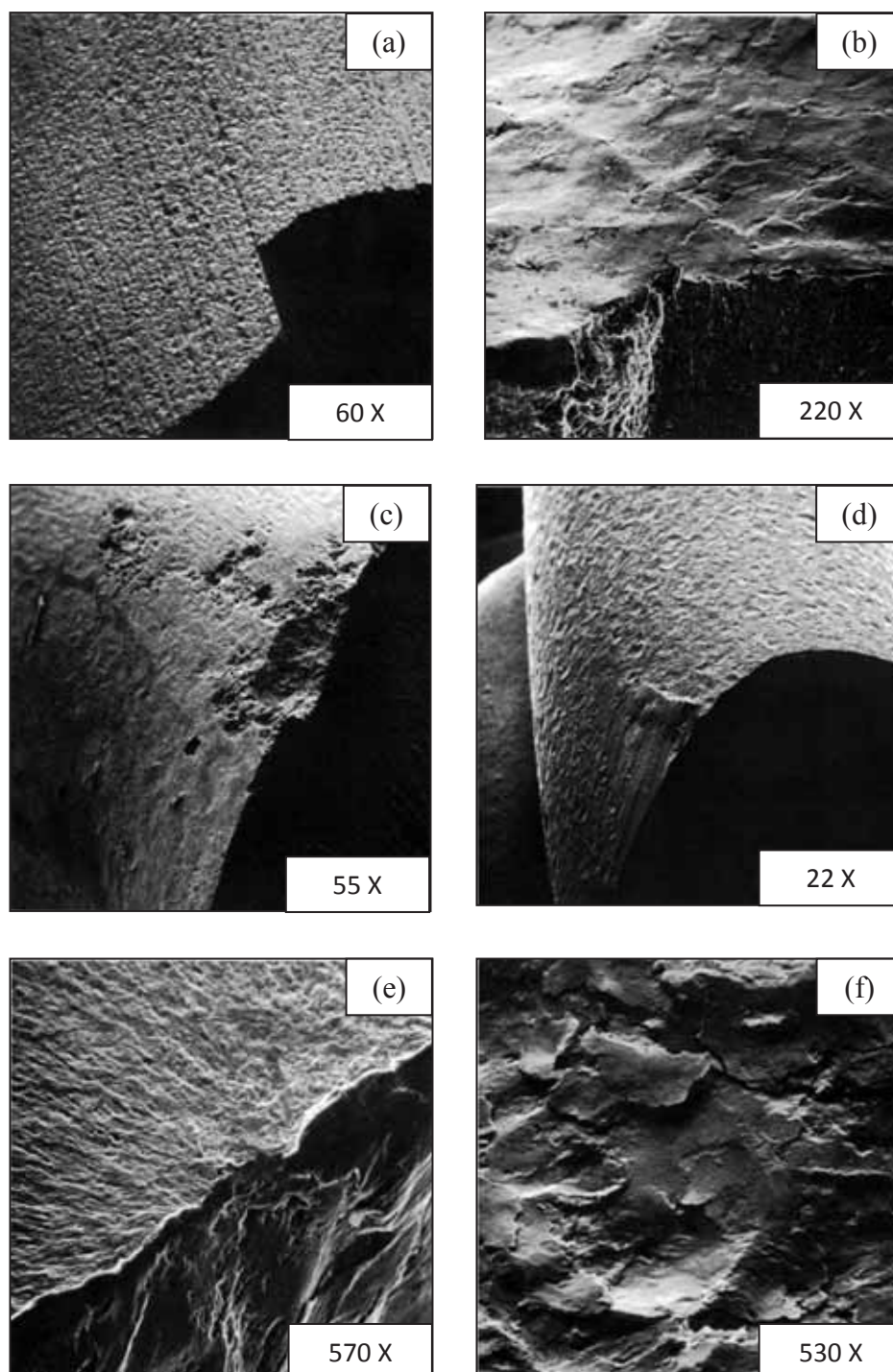


Figura 46 – (a – f) Tipos de concentradores de tensão que levam à falha de molas de suspensão: (a) e (b) trincas de diferentes origens, (c) corrosão, (d) defeito de manuseio após jateamento eliminando o efeito do jateamento, (e) e (f) excesso de jateamento causando trincas (HORA, LEIDENROTH, 1987).

Conforme demonstrado por (BERGER, KAISER, 2006; MUGHRABI, 2001; TSCHEGG, 1995; AWATANI, 1975), as molas que fraturam em elevados ciclos acima de 10^7 considerado como fadiga de alto ciclo, podem ter como início de fratura uma região abaixo da superfície, que pode ser correspondente a uma ou mais áreas de fronteira de contorno de grão, localizados quase na mesma posição, agindo como um concentrador de tensão, Figura 47.

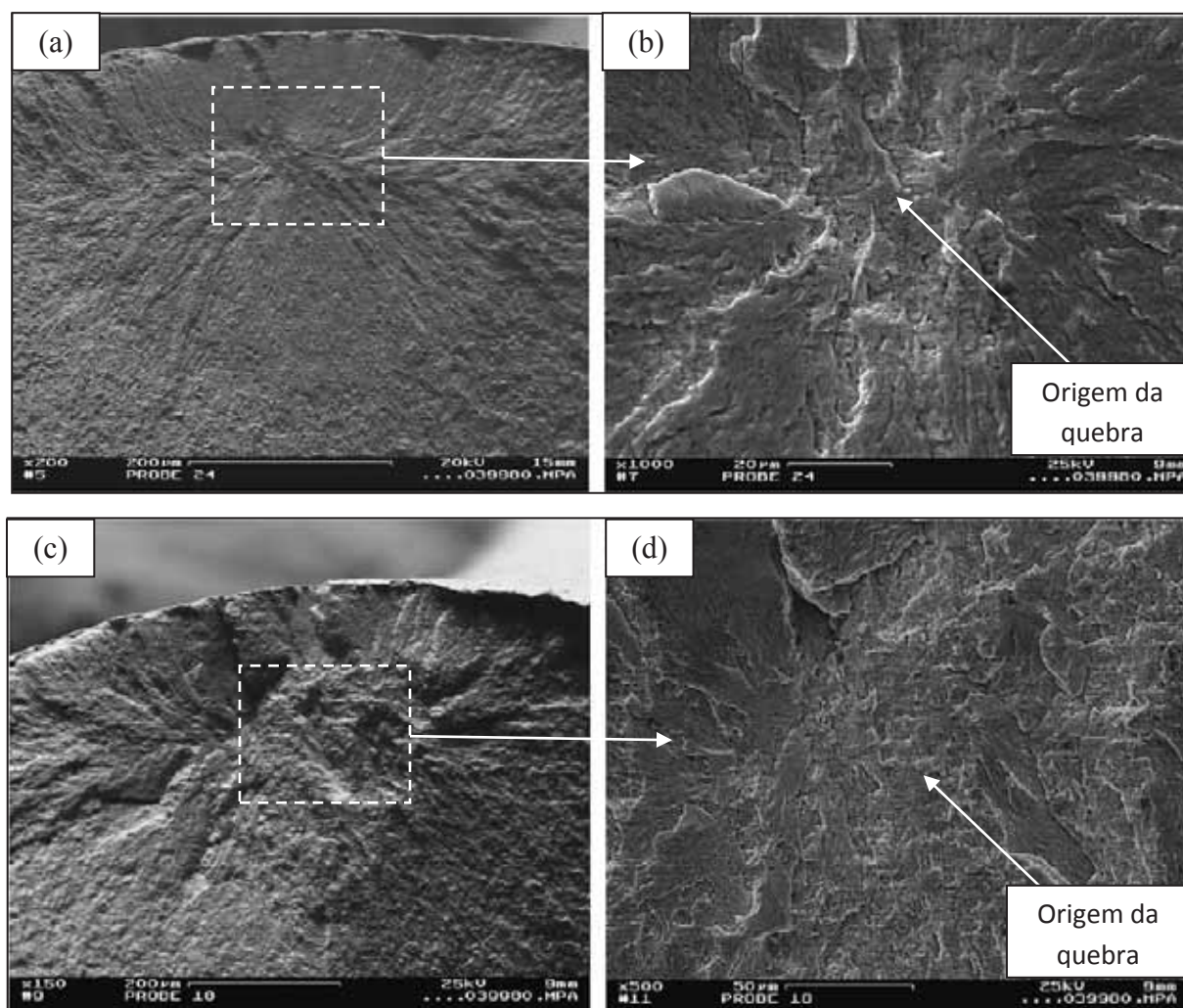


Figura 47 – Iniciação da falha, mola helicoidal de válvula, liga Si-Cr. (a) e (b) fratura após $1,12 \times 10^8$, (c) e (d) Fratura após $0,88 \times 10^8$. A origem da fratura é abaixo da superfície e nenhuma inclusão foi encontrada (BERGER, KAISER, 2006).

2.10 Falha por inclusões.

Devido à competitividade no mercado automobilístico, as montadoras visam produzir veículos com maior custo benefício e por esse motivo solicitam aos seus fornecedores, componentes cada vez mais leves e que atendam as exigências de propriedades necessárias.

Para atender a solicitação das indústrias automobilísticas, as empresas fabricantes de mola investem em melhorias e desenvolvimento de novas tecnologias, e solicitam aos fabricantes de fio-máquina, arames cada vez mais puros (menor nível de inclusões). É necessário que o aço usado para produzir molas tenha elevada resistência à fadiga, para que possa suportar as altas tensões cíclicas de uso. As inclusões são um dos principais fatores que reduzem a vida em fadiga das molas.

As inclusões não podem ser totalmente eliminadas do material durante a produção, portanto é necessário entender como as mesmas afetam as molas de suspensão durante o uso, e minimizar seu efeito na durabilidade da mola, (PAULA, 2012).

As características das inclusões dependem do modo de processar o material na aciaria, e os fatores que podem influenciar são:

- se o processo é realizado por alto forno ou forno elétrico, que utiliza um percentual elevado de sucata em relação ao alto forno, portanto o controle de impurezas torna-se mais difícil;
- modo de desoxidação do material, elemento (s) adicionado (s) no material para reação com o oxigênio e outros elementos indesejáveis no metal líquido, para que os mesmos flitem até a escória;
- processos de desfosfatização e desulfurização;
- basicidade da escória, tipo de escória, ácida ou básica;
- modo de vazamento do material de uma panela para outra;

Todos esses fatores influenciam na composição química das impurezas, tornando-as deformáveis ou indeformáveis durante o processo de deformação do material (laminação), conforme demonstrado na Figura 48.

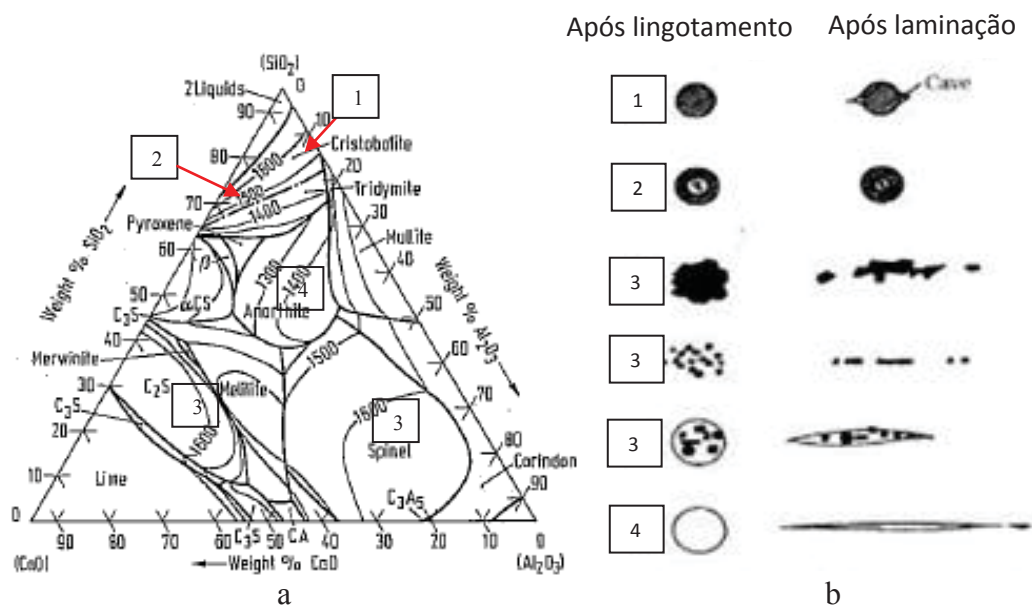
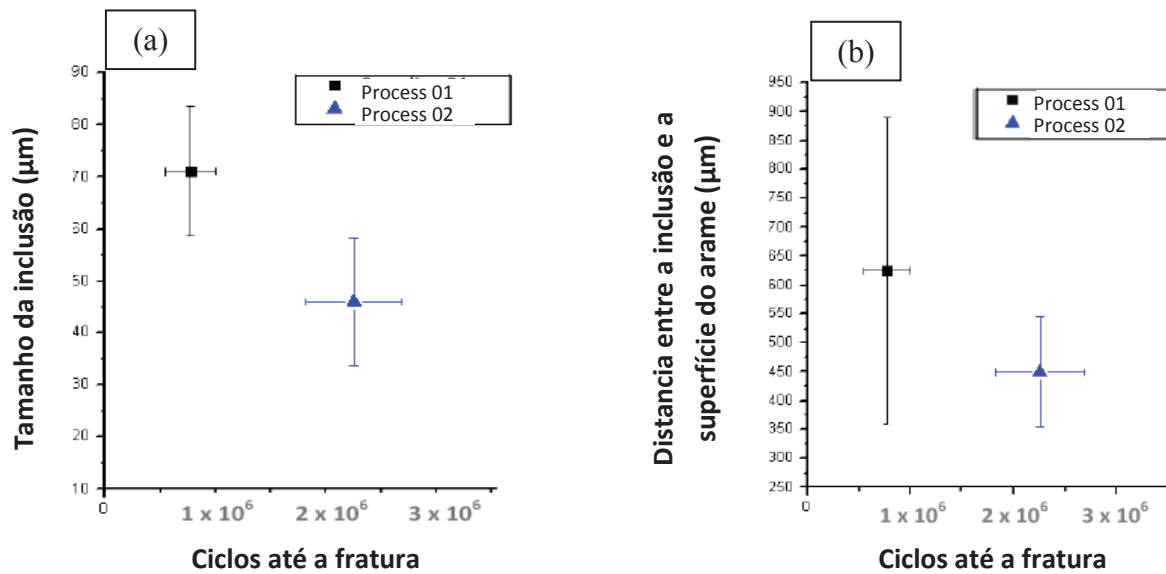


Figura 48 – (a) Diagrama ternário CaO – Al₂O₃ – SiO₂, (b) Morfologia das inclusões não metálicas após processo de lingotamento e laminação, referenciado na região do ternário (LEANDRO, 2006).

Quando a inclusão é deformável a mesma se deforma no mesmo sentido de deformação do tarugo, reduzindo assim o seu diâmetro na secção transversal, e quanto menor o tamanho da inclusão maior é a vida a fadiga das molas (PAULA, 2012; MARTINS, 2010; KAWAHARA, 2000).

A magnitude da tensão gerada pela inclusão (concentrador de tensão), que ocasiona a falha não depende apenas exclusivamente do seu tamanho, mas também da distância entre a inclusão até a superfície do arame. Quanto mais próximo a inclusão da superfície maior é o efeito da inclusão sob a durabilidade da mola (PAULA, 2012; MURAKAMI, 2002).

A Figura 49 mostra o efeito das inclusões na vida em fadiga das molas de suspensão produzidas com o aço SAE 9254.



Processo 1: Forno elétrico / Lingotamento convencional.

Processo 2: Alto forno / Lingotamento contínuo.

Figura 49 – (a) Influência do tamanho da inclusão na vida em fadiga das molas. (b) Influência da distância entre a inclusão até a superfície do arame (PAULA, 2012).

2.11 Rugosidade.

As superfícies de peças apresentam irregularidades quando observadas em detalhes. Estas irregularidades são provocadas por sulcos ou marcas deixadas por ferramentas sobre a superfície da peça.

O acabamento superficial é fundamental onde houver desgaste, atrito, corrosão, resistência à fadiga, transmissão de calor e propriedades ópticas. O acabamento superficial é determinado pela rugosidade superficial, a qual é expressa em micrometros.

No Brasil, os conceitos de rugosidade superficial são definidos pela norma ABNT NBR ISO 4287-2002.

A rugosidade pode ser medida somente com instrumentos especiais tais como rugosímetros ou perfilógrafos. Estes instrumentos podem ser ópticos, a laser ou eletromecânicos.

Quando se mede a rugosidade, o instrumento mostra o perfil da peça composta da rugosidade e da ondulação, como mostra a Figura 50.

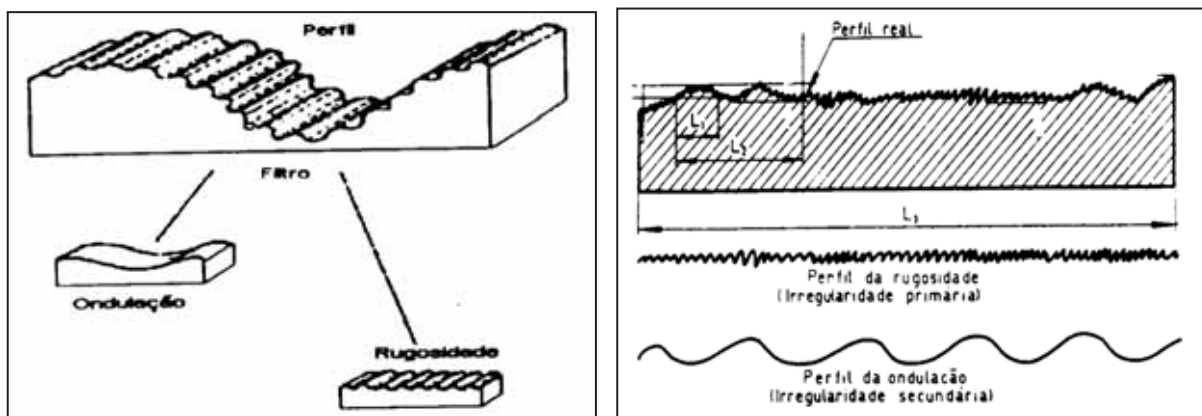


Figura 50 – Perfil de rugosidade, textura primária e secundária
(ABNT NBR ISO 4287, 2002).

Tanto os picos como os vales podem ser considerados como concentradores de tensão e podem levar a falha de componentes durante determinados carregamentos cíclicos. Portanto é importante conhecer a rugosidade de peças jateadas pois a mesma aumenta após o processo de jateamento. Existem várias escalas para se medir a rugosidade de uma peça, sendo que cada escala demonstra um determinado parâmetro. As escalas mais utilizadas são: R_a (rugosidade média); R_{max} (rugosidade máxima); R_t (rugosidade total); R_z (Rugosidade de profundidade total) entre outras.

Rugosidade R_a .

É a média aritmética dos valores absolutos das ordenadas de afastamento (y_i), dos pontos do perfil de rugosidade em relação à linha média, dentro do percurso de medição (l_m). Essa grandeza pode corresponder à altura de um retângulo, cuja área é igual à soma absoluta das áreas delimitadas pelo perfil de rugosidade e pela linha média, tendo por comprimento o percurso de medição (l_m), conforme esquematizado na Figura 51.

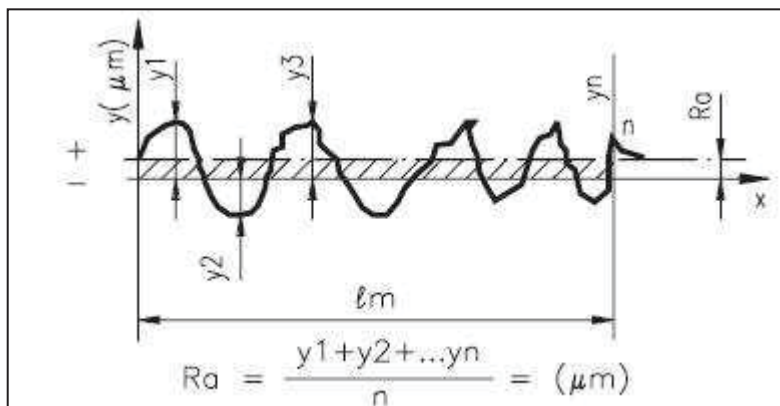


Figura 51 – Definição da rugosidade R_a (ABNT NBR ISO 4287, 2002).

Rugosidade R_{max} .

É definido como o maior valor das rugosidades parciais (Z_i) que se apresenta no percurso de medição (l_m). Por exemplo, na Figura 52, o maior valor parcial é o Z_3 , que está localizado no 3º “cut off”, e que corresponde à rugosidade R_{max} .

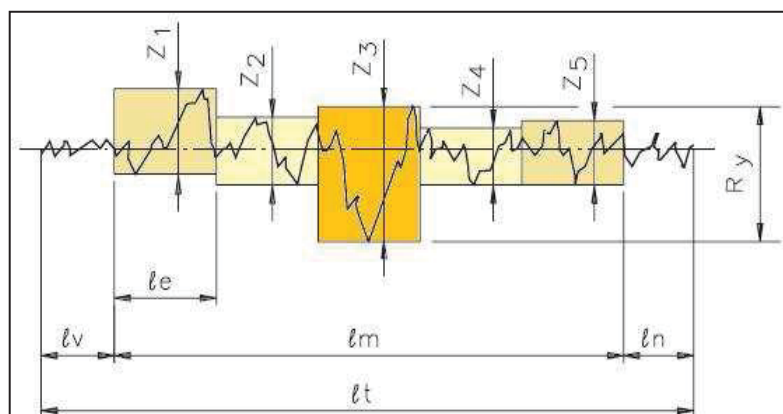


Figura 52 – Definição da rugosidade R_{max} (ABNT NBR ISO 4287, 2002).

Rugosidade R_z .

Rugosidade de profundidade R_{zi} é a distância vertical entre o pico mais alto e o mais profundo vale dentro de uma amostragem de comprimento.

Rugosidade de profundidade média R_z é a média aritmética dos R_{zi} em amostragem consecutivas, ou seja, é a soma dos valores absolutos das ordenadas dos pontos de maior

afastamento, acima e abaixo da linha média, existentes no “cut off” (comprimento de amostragem). Na representação gráfica do perfil, esse valor corresponde à altura entre os pontos máximo e mínimo do perfil, no comprimento de amostragem (l_m), conforme observado na Figura 53.

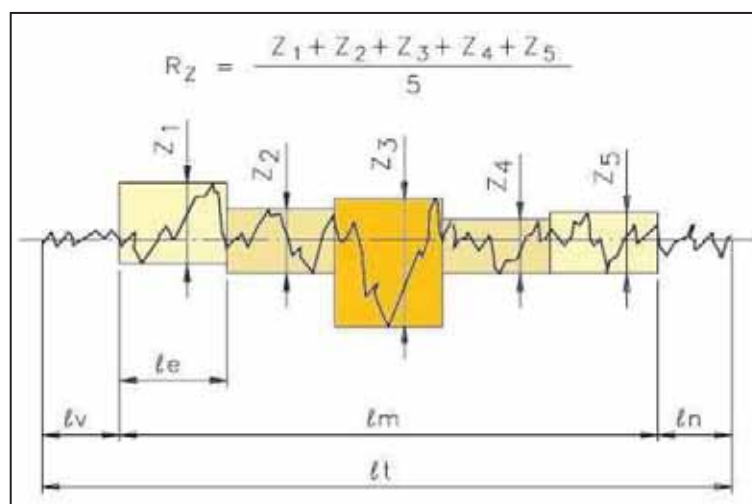


Figura 53 – Definição da rugosidade R_z (ABNT NBR ISO 4287, 2002).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Foram produzidas molas de suspensão traseira de automóvel de um mesmo lote de arame por três diferentes técnicas de jateamento. Foram realizadas análises de caracterização do material como recebido (dureza e microestrutura) e análise de caracterização da granalha utilizada (tamanho, morfologia e dureza). Após a produção das molas, foram realizados exames de microestrutura, medidas de tensões residuais, medidas de rugosidade e testes de fadiga.

A Figura 54 ilustra o fluxograma dos processos para fabricação das molas e as diferenças entre os meios de jateamento.

Para entender o efeito do jateamento também foram estudadas as características da mola sem o processo de jateamento:

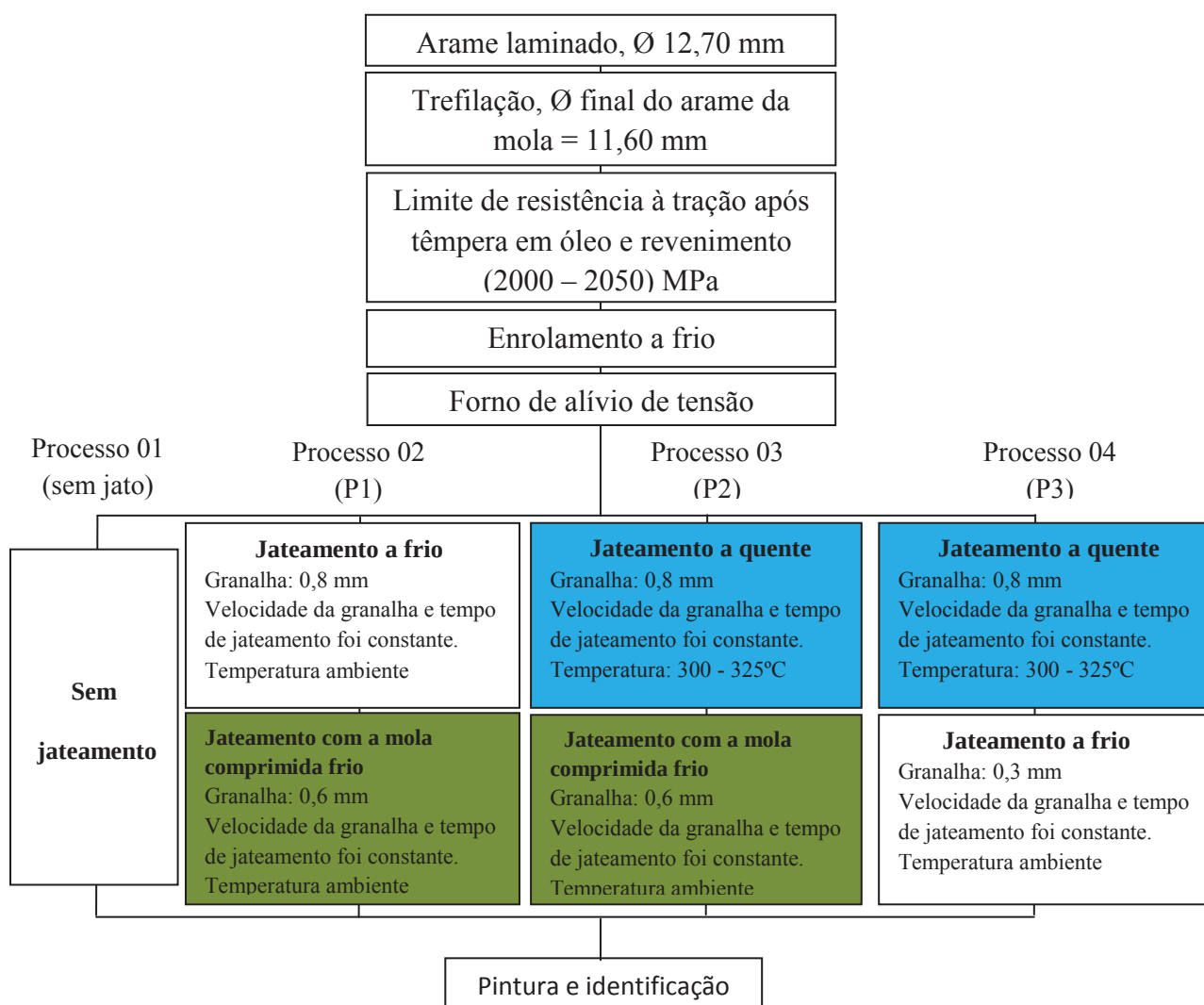


Figura 54 – Fluxograma dos processos de fabricação das molas.

Pode-se observar que a diferença entre os meios de jateamento do processo com jateamento P1 (jateamento a frio seguido de jateamento com a mola comprimida) e o processo com jateamento P2 (jateamento a quente seguido de jateamento com a mola comprimida), é a temperatura da mola na primeira etapa de jateamento onde, no processo com jateamento P1 a temperatura da mola é ambiente, e no processo com jateamento P2 a temperatura da mola é entre 300 °C a 325 °C, conforme descrito na revisão bibliográfica (item 2.7.6).

A diferença entre o processo com jateamento P2 (jateamento a quente seguido de jateamento com a mola comprimida) e o processo com jateamento P3 (jateamento a quente seguido de jateamento com granalha fina 0,3 mm), é o tamanho da granalha utilizada e a compressão aplicada à mola na segunda etapa do jateamento. No processo P2 a mola é comprimida e jateada com granalha 0,6 mm e no processo P3, a mola não é comprimida e é jateada com granalha 0,3 mm.

3.1 Matéria-prima.

Para comparar os processos de jateamento foi selecionado um rolo de arame (fio máquina) de uma determinada corrida para a produção de todas as molas utilizadas neste trabalho. O material selecionado para o estudo foi o aço mola SAE 9254 com diâmetro bruto de 12,70 mm, fornecido pela Arcelor Mittal Monlevade.

A Tabela 4 apresenta a composição química do material conforme informado pelo fornecedor e a especificação do material conforme norma SAE J404.

Tabela 4 - Composição química do aço SAE 9254.

S	C	Mn	P	Si	Al	Cr	Cu	Ni	Mo	N	Sn	V	As	O
Max. 0,040	0,51 - 0,59	0,60 - 0,80	Max. 0,030	1,20 - 1,60	-	0,60 - 0,80	-	-	-	-	-	-	-	-
0,008	0,542	0,672	0,012	1,423	0,002	0,629	0,024	0,015	0,000	0,003	0,002	0,000	0,001	0,001

A Tabela 5 apresenta as propriedades mecânicas do aço SAE 9254 conforme informado pelo fornecedor.

Tabela 5 - Propriedades mecânicas do aço SAE 9254.

Limite de resistência à tração (MPa)	Estricção (%)	Dureza (HRC)
1015	52	28,0 $\pm$ 1

Conforme o fornecedor o material apresenta microestrutura composta por ferrita proeutetóide e perlita, a profundidade média da descarbonetação é de $70,61 \pm 6,36 \mu\text{m}$, a descarbonetação é classificada como parcial do tipo 2 conforme norma SAE J419, ou seja, há grãos de perlita entre os grãos de ferrita na região descarbonetada.

3.1.1 Caracterização da matéria-prima.

Foram retiradas amostras da matéria prima para a caracterização do material como recebido, os seguintes ensaios foram realizados:

3.1.1.1 Análise química, laboratório do IPT (Instituto de Pesquisa Tecnológicas).

Os elementos: Si, Mg, P, Cr, Ni, Mo, Al, As, Sn, Cu e V, foram analisados quantitativamente por espectrometria de emissão atômica de plasma, o equipamento utilizado foi o espectrômetro de emissão atômica de plasma-ICP 03, marca Varian, modelo vista MPX, ensaio realizado conforme procedimento interno CMQ-LAQ-PE-QI-016.

Os elementos C e S foram analisados por combustão, em um analisador de carbono e enxofre CO 01, marca Leco, modelo CS-300 e balança analítica BL 03, marca Mettler Toledo, modelo AT 201, ensaio realizado conforme procedimento interno CMQ-LAQ-PE-QI-015.

3.1.1.2 Ensaios mecânicos.

Ensaios de tração.

Foram testadas em tração duas amostras de fio máquina com comprimento de 300 mm, conforme norma ASTM A 370 para determinação da tensão máxima e da redução de área, em uma máquina de teste de tração da marca EMIC com capacidade de 60000 kgf.

Ensaaios de dureza no fio máquina.

Uma amostra de fio máquina foi seccionada transversalmente (perpendicular ao sentido de laminação), embutida em uma resina sintética (baquelite) e foi lixada com lixas de granas 220, 400 e 600 mesh. Posteriormente a amostra foi polida com suspensão de diamante de 3 e 1 μm , e a medida de dureza Vickers foi feita em um durômetro da marca Shimadzu modelo HMV 2. A carga utilizada foi de 2 kgf, com penetrador piramidal de base quadrada e ângulo entre faces opostas de 136° , conforme descrito na norma ASTM E 384-11.

Os resultados de dureza obtidos foram convertidos para escala Rockwell (HRC), pois é a escala mais utilizada, podendo comparar os resultados desse trabalho com outros trabalho e especificações de material.

Os pontos de dureza na amostra foram medidas em dois diâmetros perpendiculares com distância entre impressões de 1 mm, conforme esquematizado na Figura 55.

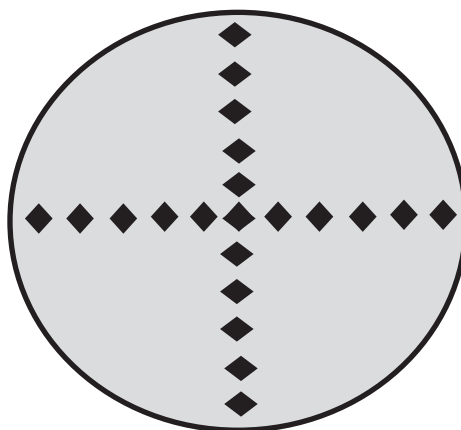


Figura 55 - Indicação dos pontos de ensaio de dureza na amostra. Diâmetro da amostra é de 12,70 mm.

3.1.1.3 Exame metalográfico.

O exame metalográfico consiste de caracterizações da microestrutura, determinação da profundidade e tipo de decarbonetação.

Foi seccionada uma amostra do fio máquina na secção transversal (perpendicular ao sentido de laminação), a amostra foi embutida em uma resina sintética (baquelite) e foi lixada com lixas de granas 220, 400 e 600 mesh. Posteriormente a amostra foi polida com suspensão de diamante de 3 e 1 μm respectivamente, o ataque químico foi realizado com nital 2 %, durante 5 segundos.

Após a preparação metalográfica, a amostra foi examinada em microscópio óptico da marca Olympus modelo BX 41 M, com auxílio de uma câmera da marca Infinity, modelo Infinity 01.

A profundidade e o tipo de descarbonetação foram analisados conforme norma SAE J419.

3.2 Produção das molas.

3.2.1 Trefilação.

A produção das amostras para o estudo iniciou-se no processo de trefilação a frio onde o fio máquina teve sua secção transversal reduzida para o diâmetro de 11,60 mm, com percentual de redução de área de 16,57 %.

A Figura 56 mostra o processo de trefilação do material.

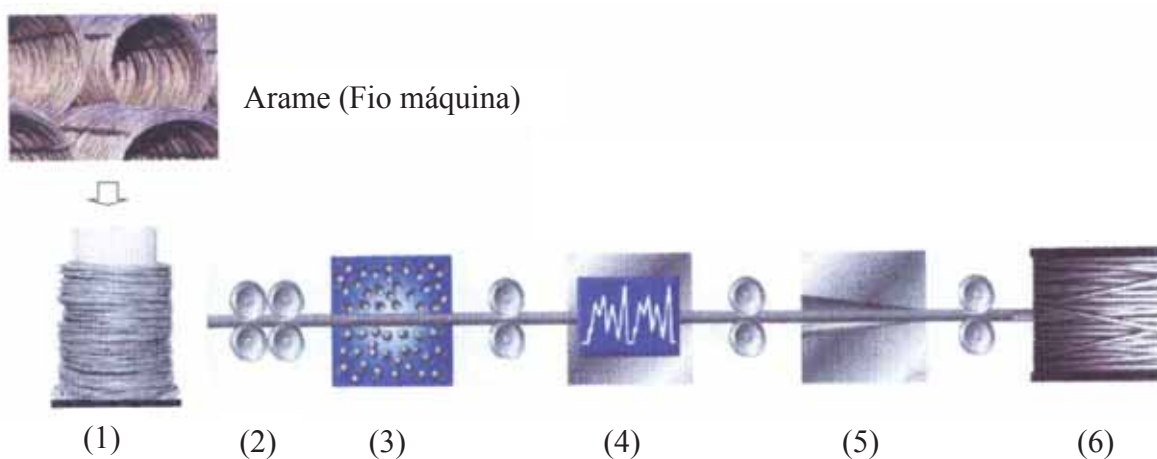


Figura 56 - Processo de trefilação a frio (Catálogo técnico, Mubea Ltda).

Sequência do processo de trefilação apresentado na Figura 56:

- (1) desenrolamento da bobina.
- (2) rolos para alinhar o arame.
- (3) jateamento para a limpeza da superfície do arame (shot blast).
- (4) sistema para detectar defeitos superficiais no arame.
- (5) fieira, local onde ocorre a trefilação do arame.
- (6) a bobina trefilada é novamente enrolada.

3.2.2 Tratamentos térmicos

O material trefilado foi posteriormente temperado e revenido por indução conforme esquematizado na Figura 57.

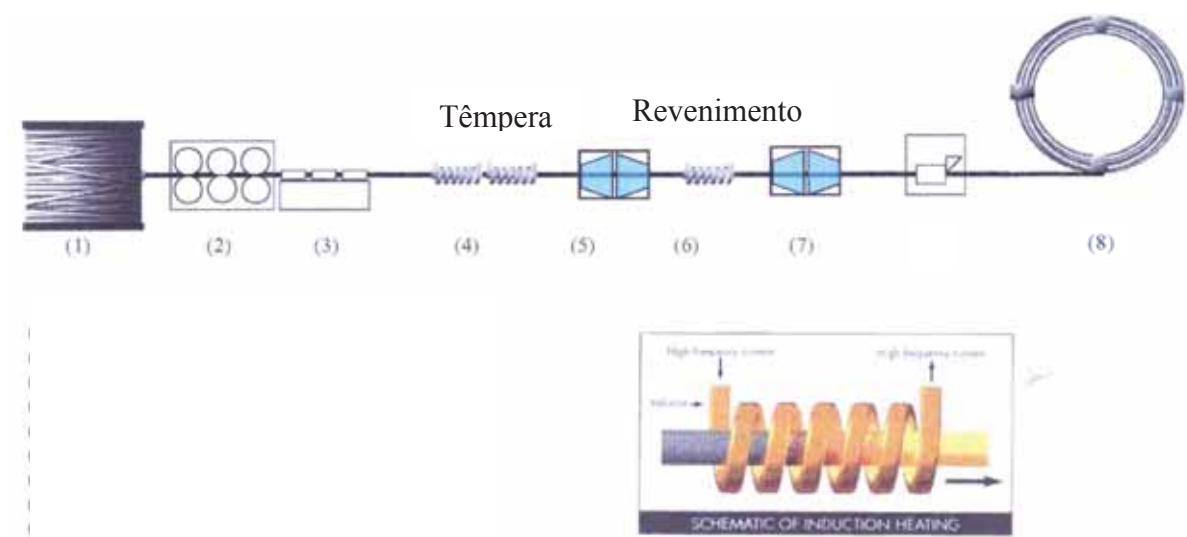


Figura 57 - Processo de tratamento térmico (Catálogo técnico, Mubea Ltda).

Sequência do processo de tratamento térmico apresentado na Figura 57:

- (1) desenrolamento da bobina.
- (2) alinhamento do arame com rolos de alinhamento vertical.
- (3) alinhamento do arame com rolos de alinhamento horizontal.
- (4) aquecimento por indução (austenitização).
- (5) resfriamento do arame por água.
- (6) aquecimento por indução (revenimento).
- (7) resfriamento do arame por água.
- (8) enrolamento da bobina tratada.

O ciclo de aquecimento e resfriamento na têmpera e revenimento estão esquematizados na Figura 55.

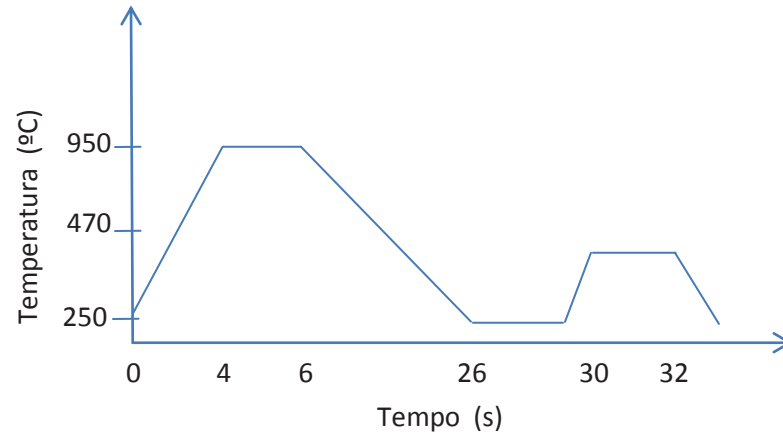


Figura 58 – Ciclo de aquecimento e resfriamento no tratamento térmico de têmpera e revenimento por indução.

A Figura 59 indica a superposição da curva de resfriamento (linha laranja) sobre o diagrama TTT do aço.

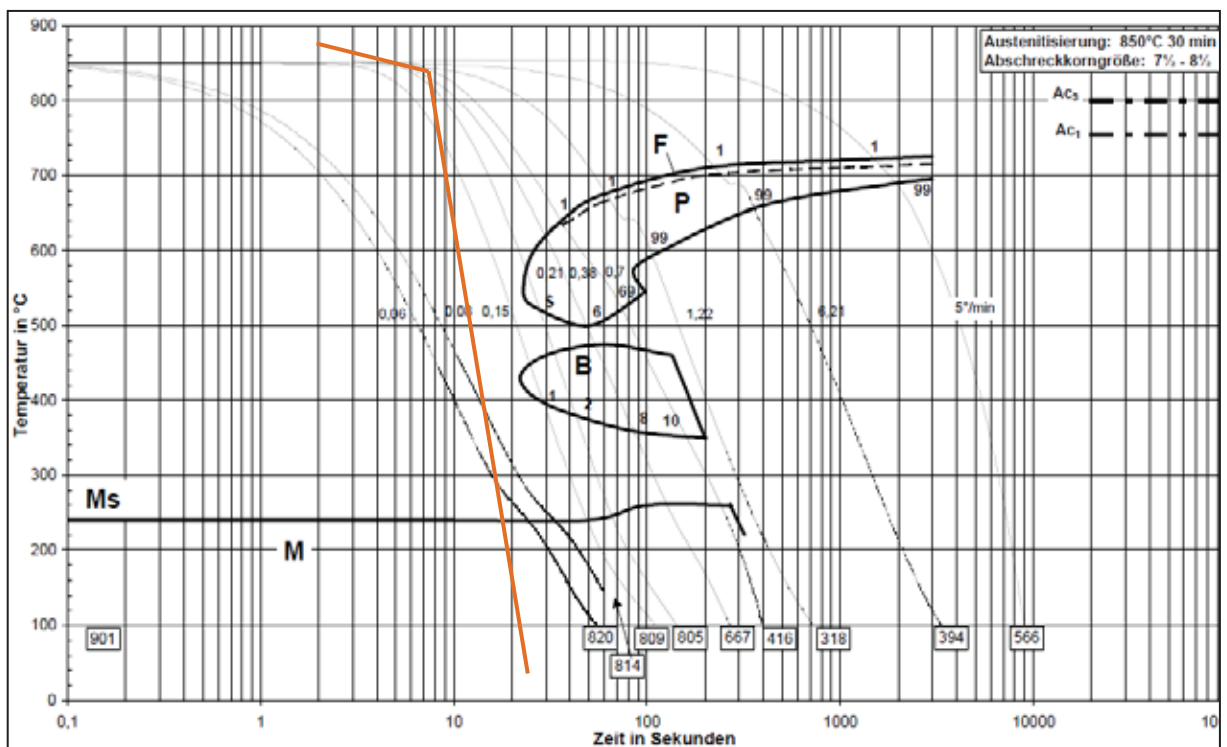


Figura 59 - Curva de tempo, temperatura e transformação do aço SAE 9254. A linha laranja mostra o modo de resfriamento do material (SAARSTAHL AG, 2002).

3.2.2.1 Caracterização do material após tratamento térmico.

Após o processo de têmpera e revenimento foram retiradas três amostras de 300 mm de comprimento para caracterização da microestrutura e propriedades mecânicas do material.

Os ensaios de dureza e de tração foram realizados conforme descrito no item 3.1.1.2.

A tensão de escoamento do material também foi mensurada, para se determinar a deformação do material durante o teste de tração foi utilizado um extensômetro da marca EMIC.

O exame metalográfico foi realizado conforme descrito no item 3.1.1.3.

3.2.3 Conformação a frio (enrolamento).

O arame foi posteriormente deformado a frio para a confecção da mola conforme mostrado na Figura 60. Esta etapa gera a formação de uma alta densidade de discordâncias, causando tensões residuais positivas (trativas) e variação da dureza na seção transversal do arame, sendo necessária a aplicação de um tratamento térmico de alívio de tensão após o enrolamento da mola.



Figura 60 - Demonstração da deformação da mola durante o processo de enrolamento, deformação a frio.

3.2.4 Forno de alívio de tensões.

O material foi aquecido em um forno com cinco zonas de aquecimento e as temperaturas de cada zona são indicadas na Tabela 6.

O tempo de tratamento térmico foi de aproximadamente 22 minutos.

Tabela 6 - Temperatura de tratamento térmico de alívio de tensão.

Zonas	1	2	3	4	5
Temperaturas (°C)	430 ± 10	420 ± 10	410 ± 10	400 ± 10	400 ± 10

3.2.5 Jateamento.

O jateamento foi realizado por lançamento das granalhas por força centrífuga com o auxílio de pás, conforme demonstrado na Figura 61.

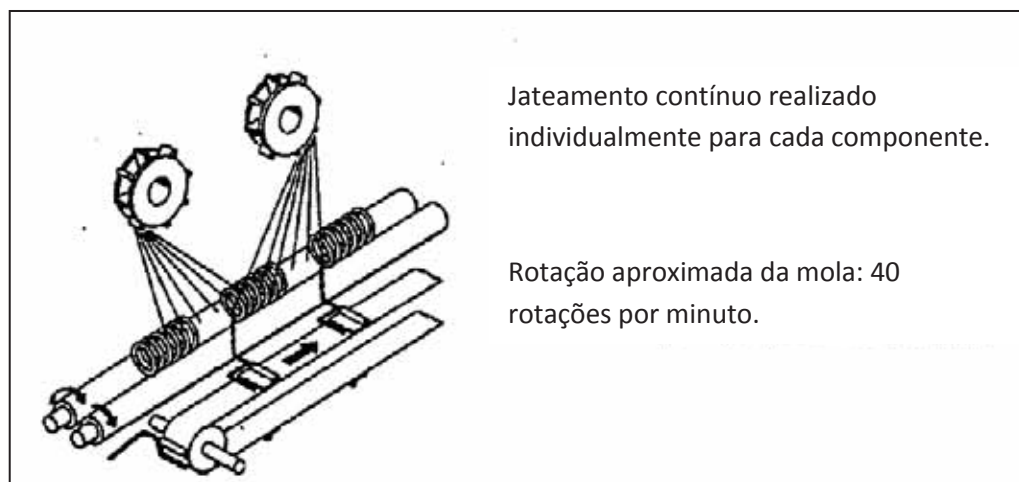


Figura 61 - Jateamento das molas (Catálogo técnico, Mubea Ltda).

Foram utilizadas no estudo 160 molas, sendo que quarenta molas não foram jateadas, quarenta molas passaram pelo processo P1, quarenta molas passaram pelo processo P2 e quarenta molas passaram pelo processo P3, conforme descrito no fluxograma da figura 54 é apresentado de forma mais elucidativo na Quadro 3.

Quadro 3 – Dados dos métodos de jateamento.

Método	Condições de jateamento			
	Etapa de jateamento	Granalha (mm)	Tempo de jateamento (s)	Velocidade da granalha e tempo de jateamento
Sem jato	1º - Sem jato	-	-	-
P1	1º - Jateamento a frio	0,8	Constante entre os processos de jateamento.	Constante entre os processos de jateamento.
	2º - Jateamento a frio com a mola comprimida	0,6		
P2	1º - Jateamento a quente	0,8		
	2º - Jateamento a frio com a mola comprimida	0,6		
P3	1º - Jateamento a quente	0,8		
	2º - Jateamento a frio	0,3		

Além de se considerar os parâmetros da máquina de jatear, para garantir um bom jateamento é necessário também controlar as condições das granalhas. Na Tabela 7 são demonstradas as características das granalhas utilizadas, conforme informado pelo fabricante.

As características das granalhas mudam durante o processo de jateamento devido ao desgaste e as deformações que as mesmas sofrem durante o processo, influenciando na qualidade do jateamento da mola. Portanto viu-se a necessidade de caracterizar as granalhas usadas durante a preparação das amostras.

Tabela 7 – Características das granalhas conforme o fabricante.

Métodos	Etapa de jateamento	Condições das granalhas			
		Tipo	Tamanho (mm)	Dureza (HRC)	Teste da peneira Resultado retido no valor nominal da granalha (%)
Sem jato	1º - Sem jato	-	-	-	-
P1	1º - Jateamento a frio	Arame cortado	0,8	56,1 $\pm$ 0,6	99,9
	2º - Jateamento a frio com a mola comprimida	Arame cortado	0,6	56,7 $\pm$ 1,0	100
P2	1º - Jateamento a quente	Arame cortado	0,8	56,4 $\pm$ 1,4	99,9
	2º - Jateamento a frio com a mola comprimida	Arame cortado	0,6	56,7 $\pm$ 1,0	100
P3	1º - Jateamento a quente	Arame cortado	0,8	56,4 $\pm$ 1,4	99,9
	2º - Jateamento a frio	Arame cortado	0,3	57,2 $\pm$ 1,1	99,9

3.2.5.1 Caracterização das granalhas utilizadas no jateamento.

Foi coletado um quilo de cada tipo de granalha durante a produção das molas, para analisar o tamanho das granalhas, morfologia e dureza.

3.2.5.1.1 Tamanho da granalha.

Essa análise foi realizada conforme norma AMS-S-13165.

Foi montado a sequência de peneiras para o teste conforme o tamanho da granalha a ser analisada, a Tabela 8 demonstra a sequência de peneiras utilizadas para cada granalha.

Tabela 8 - Determinação da peneira conforme o tamanho da granalha.

Nº da Peneira	Valor nominal da granalha.		
	Ø 0,3 mm	Ø 0,6 mm	Ø 0,8 mm
Peneira 1	0,4 mm	0,7 mm	0,9 mm
Peneira 2	0,3 mm	0,6 mm	0,8 mm
Peneira 3	0,2 mm	0,5 mm	0,7 mm

Posteriormente o equipamento foi ajustado para funcionar durante cinco minutos com intensidade 7. A Figura 62 demonstra o equipamento para determinar o tamanho da granalha através de peneiras, o equipamento utilizado foi da marca Rhewum, modelo A2.



Figura 62 – Equipamento para teste de peneira (granulometria).

3.2.5.1.2 Morfologia das granalhas.

A morfologia das granalhas foi analisada com auxílio de um estereoscópio óptico (OLYMPUS SZ-PT com ampliação mínima de 6,7 X e máxima de 40 X).

3.2.5.1.3 Dureza das granalhas.

Foi embutida uma determinada quantidade de cada tipo de granalha em resina sintética (baquelite). As amostras foram lixadas com lixas de granas 220, 400 e 600 mesh e posteriormente as amostras foram polidas com suspensão de pasta de diamante de 3 e 1 μm . Foi utilizado o durômetro da marca Shimadzu modelo HMV 2. A carga utilizada foi de 2 Kgf (HV2).

Os resultados de dureza na escala Vickers foram convertidos para a escala Rockwell (HRC).

Foram realizados cinco testes de dureza em cinco granalhas de cada tipo, sendo que a impressão de dureza foi realizada no núcleo da granalha.

3.2.5.2 Análises do processo de jateamento.

3.2.5.2.1 Medidas de rugosidade.

Para o ensaio de rugosidade foi utilizado um rugosímetro digital (Mar Surf P51).

Foi analisada a rugosidade Ra, Rz e Rmax de uma amostra de cada processo.

3.2.5.2.2 Teste da intensidade de jateamento (Teste de Almen).

Para garantir a qualidade do jateamento (intensidade e cobertura) foi realizado o teste de Almen antes de se fabricar as amostras. Para realização do teste foi utilizado um dispositivo onde são fixadas as placas de Almen no início, meio e fim da mola, conforme Figura 63. Após o processo de jateamento as chapas foram retiradas do suporte e foi realizada a medição da curvatura da placa com o auxílio de um relógio comparador da marca Digimess, modelo Jeweled. A placa de Almen utilizada no teste foi do tipo A.



Figura 63 - Dispositivo para o teste de Almen (três posições de teste: início, meio e fim).

3.2.6 Pintura.

As molas jateadas foram posteriormente pintadas, e as molas sem jato não foram pintadas. A Figura 64 ilustra um exemplo de mola de cada processo.



Figura 64 - Molas produzidas prontas para os ensaios, da esquerda para a direita: mola sem jateamento; mola jateada no processo P1; mola jateada no processo P2 e mola jateada no processo P3.

3.3 Ensaaios e caracterização das molas acabadas.

3.3.1 Medidas de tensões residuais.

As medidas de tensões residuais foram realizadas na segunda espira da mola por difração de raios-x com decapagem por ácido. As profundidades em que as tensões residuais foram medidas foram de aproximadamente: 5 μm ; 50 μm ; 120 μm ; 210 μm e 320 μm .

Os ensaios foram realizados em uma mola de cada processo em estudo, na Mubea Weissensee (Sede da Mubea, na Alemanha) e o equipamento utilizado foi um difratômetro de raios-x da marca Bruker AXS, modelo D8 advance.

A configuração do gerador para o teste foi 32 kV / 50 mA com fonte de raios-x de cromo, com filtro K β vanádio com nível de rede 211. O diâmetro da abertura do feixe primário está entre 0,5 a 2,0 mm, e o diâmetro do diafragma da fenda do detector foi de 2,0 mm. O tamanho da área analisada foi de 1 a 4 mm de diâmetro. O ângulo de abertura de 149° a 163°, com uma resolução de 0,1 a 0,15°. O tempo de medição foi de 0,6 s a 2,0 s por passo (dependendo do batente do feixe primário).

O software utilizado foi o Bruker AXS diffrac plus stress; Modelo V 1.04.0726.32.

O método de determinação da tensão foi: $\sin^2\psi$ – Método linear.

A Figura 65 mostra o equipamento de raios-x utilizado e o equipamento para remoção de material para analisar as tensões abaixo da superfície do arame.

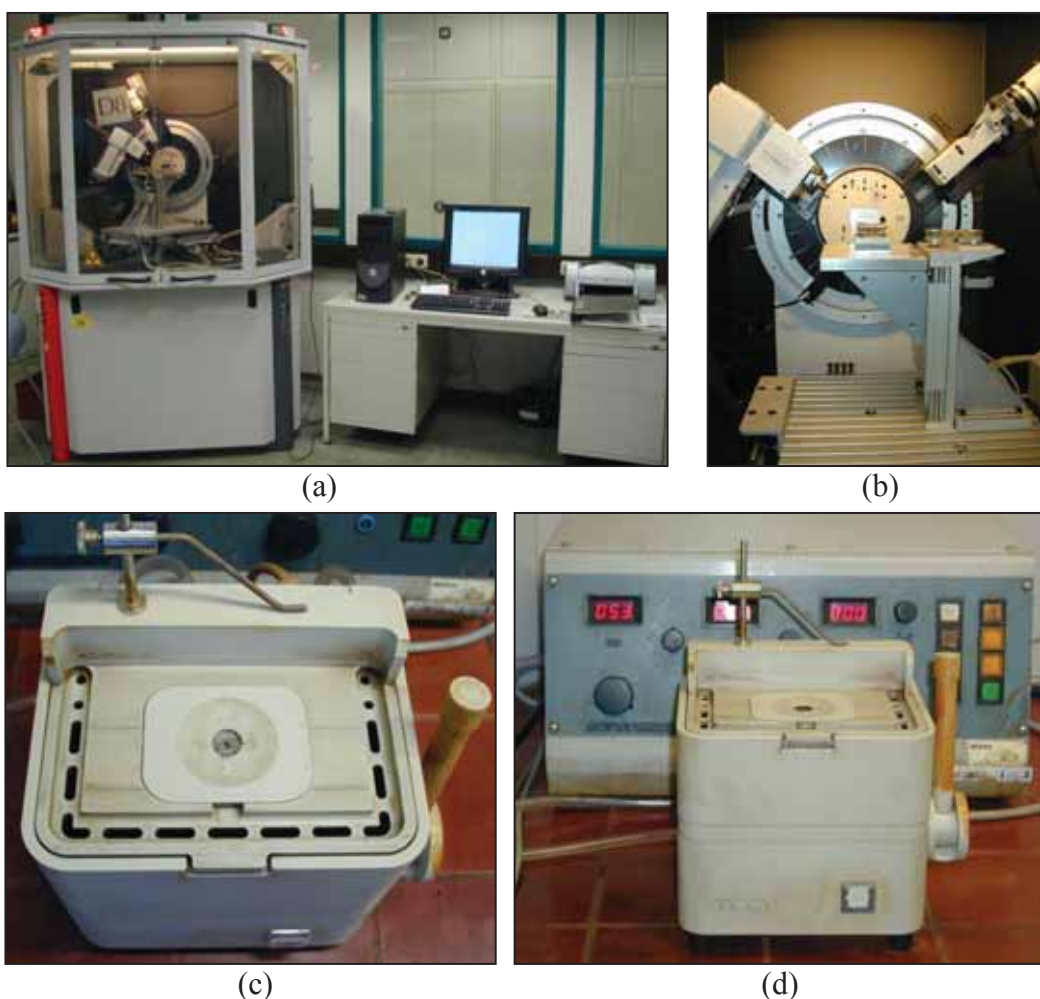


Figura 65 - (a, b) Equipamento de difração de raios-x para determinação da tensão residual; (c, d) equipamento para remoção de material com ácidos para medir a tensão residual abaixo da superfície.
(Cortesia da Sra. Nicole Westerwinter – Mubea Weißensee, Alemanha).

3.3.2 Exame metalográfico.

3.3.2.1 Microestrutura.

Foi examinada uma mola de cada processo em estudo. As molas foram preparadas metalograficamente na secção transversal e as amostras foram extraídas da segunda espira a partir do início da mola, e foram embutidas em baquelite e lixadas com lixas de granulação 220, 400 e 600 mesh e o polimento foi realizado utilizando suspensão de pasta de diamante de 3 e 1 μm .

A superfície e o núcleo da mola foram examinados com auxílio de um microscópio óptico (Olympus BX41M, com ampliação de 50 X a 1000 X) e o ataque químico foi feito com nital 2%.

3.3.2.2 Tamanho de grão austenítico.

Foi examinada uma mola de cada processo em estudo. As amostras foram extraídas da primeira espira a partir do início da mola, e foram aquecidas a 500 °C durante uma hora (temperatura de fragilização do material), e em seguida, as amostras foram preparadas metalograficamente na secção longitudinal, embutidas em baquelite e lixadas com lixas de granulação 220, 400 e 600 mesh. O polimento foi realizado utilizando suspensão de pasta de diamante de 3 e 1 μm , respectivamente. O ataque químico foi realizado com uma solução de ácido pícrico, com a seguinte composição:

- 40 ml de solução de ácido pícrico (10 g de ácido e 100 ml de água destilada),
- 4 ml de solução de cloreto de ferro III (12 ml de cloreto de ferro e 100 ml de água destilada),
- 3 ml de solução de detergente (12 ml de detergente e 100 ml de água destilada),
- 2 gotas de ácido clorídrico.

O ataque químico foi feito por imersão na solução durante um minuto e em seguida, as superfícies das amostras foram lavadas em água corrente, passando-se levemente um algodão sobre a superfície das amostras e novamente as amostras foram submergidas na solução durante um minuto, e limpas com algodão. A análise do tamanho de grão foi realizada com o auxílio do microscópio óptico da marca Olympus modelo MX41 M com aumento de 50 X a 1000 X.

A análise do tamanho de grão foi realizada conforme norma ASTM E 112 – método comparativo e por medição do tamanho do grão.

3.3.3 Ensaios de dureza na mola.

Foi realizado o mapeamento da dureza de uma amostra de cada processo de fabricação. A amostra foi extraída da segunda espira do início da mola, e foi preparada metalograficamente na secção transversal (perpendicular ao sentido de laminação), por embutimento em uma resina sintética (baquelite), lixada com lixas de granas 220, 400 e 600 mesh, e polida com suspensão de pasta de diamante de 3 e 1 μm respectivamente. Foi

utilizado o mesmo durômetro da marca Shimadzu modelo HMV 2 com carga de 2 Kgf, norma ASTM E 384-11.

Os pontos de ensaio de dureza estão representados esquematicamente na Figura 66, análogos aos ensaios realizados no fio máquina da Figura 55.

As medidas de dureza foram realizadas na direção AB, da posição interna para a posição externa da mola e na direção CD, da posição superior para posição inferior da mola.

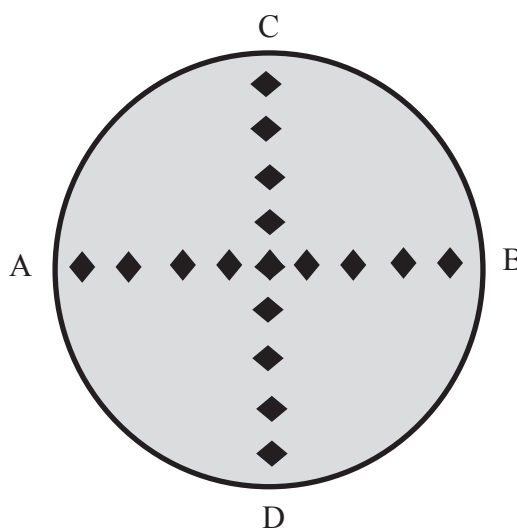


Figura 66 - Demonstração dos pontos de ensaio de dureza na amostra (diâmetro da amostra: 11,60 mm / Distância entre as impressões: 1,10 mm).

3.3.4 Análise dimensional das molas.

3.3.4.1 Análise do dimensional com o uso da máquina de teste.

As análises dimensionais foram realizadas em quatro molas de cada processo de fabricação em estudo, realizando comparações entre os processos e a especificação do produto, na máquina de teste Instron Wolpert SF 1288. As seguintes características foram medidas:

- Altura da mola (Lo): é a altura livre da mola, medido com a mola comprimida a uma carga de 20 N.
- Assentamento superior e inferior da mola: a mola deve ser comprimida a uma altura de 297 mm, e com um calibre de 0,1 mm deve-se verificar se há folga entre a mola e o prato de apoio da mola.

- Coeficiente elástico médio: O coeficiente elástico da mola deve ser determinado conforme a fórmula abaixo:

$$CE = \frac{F1 - F2}{A1 - A2}$$

CE = Coeficiente elástico.

F1 = Força na altura de compressão A1 (234 mm).

F2 = Força na altura de compressão A2 (134 mm).

- Força da mola: A força da mola é medida a uma altura de compressão de 184 mm.

A Figura 67 mostra a máquina utilizada para medição da mola.



Figura 67 - Máquina de medição da mola, Instron Wolpert SF 1288.

3.3.4.2 Análise dimensional com o sistema de escaneamento da mola.

Para melhor visualizar as diferenças dimensionais entre as molas de cada processo, as molas foram escaneadas em 3D, facilitando a comparação entre as mesmas.

A mola foi fixada na máquina pelas extremidades, um guia foi colocado sobre a superfície da mola na posição inicial da mesma. Conforme é girada a manivela do equipamento, a mola gira sobre seu próprio eixo e o guia se move pela superfície da mola até

a outra extremidade e os dados coletados são enviados para o computador, onde o programa 3D-SSI digitaliza a mola em D3. A Figura 68 demonstra o equipamento utilizado.

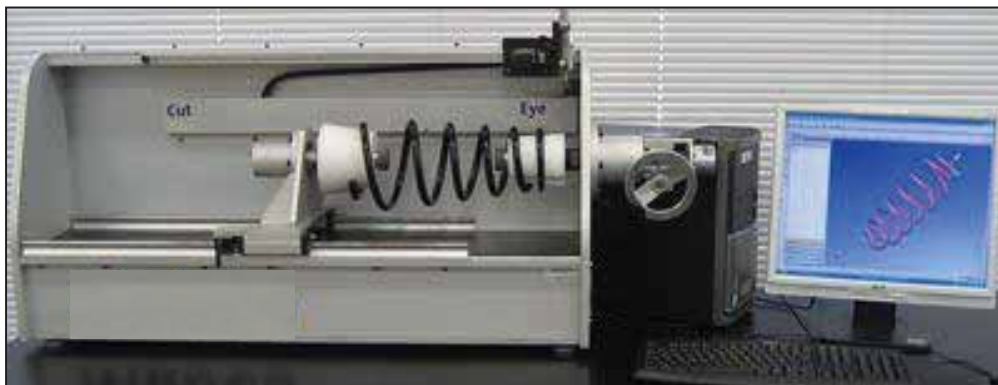


Figura 68 – Equipamento para digitalização de mola.

3.3.5 Ensaios de fadiga.

Para comparar a durabilidade das molas de cada processo de fabricação foram realizados os testes de fadiga em três diferentes níveis de tensões, sendo testadas no mínimo quatro molas em cada nível de tensão, totalizando no mínimo 12 testes por processo em estudo, sendo possível determinar as curvas SN (Tensão aplicada, S – número de ciclos até a falha, N).

As tensões aplicadas na mola dependem das alturas de compressão mínima e máxima a qual a mola é ajustada na máquina de teste de fadiga, não sendo aplicado nenhum tipo de carga externa para a realização do teste. A Figura 69 mostra a máquina de teste de fadiga utilizada para os ensaios.



Figura 69 – Máquina de teste de fadiga em molas de suspensão (Equipamento disponibilizado pela empresa Mubea do Brasil).

As amplitudes das tensões aplicadas são constantes durante o teste de fadiga.

A Tabela 9 indica as condições dos testes de fadiga, sendo a condição de teste Nº 2 a tensão aplicada para essa mola no automóvel.

Tabela 9 - Condições dos testes de fadiga para cada processo em estudo.

Nº do teste	Altura de compressão da mola (mm)	Tensões aplicadas (MPa)			Frequência do teste (Hz)
		Tensão mínima (σ_{min})	Tensão média (σ_m)	Tensão máxima (σ_{max})	
1	112 – 290	268	709	1151	3,1
2	105 – 297	233	709	1186	3,1
3	99 – 303	203	709	1215	3,1

A Figura 70 apresenta o ciclo de carregamento das tensões aplicadas nas molas.

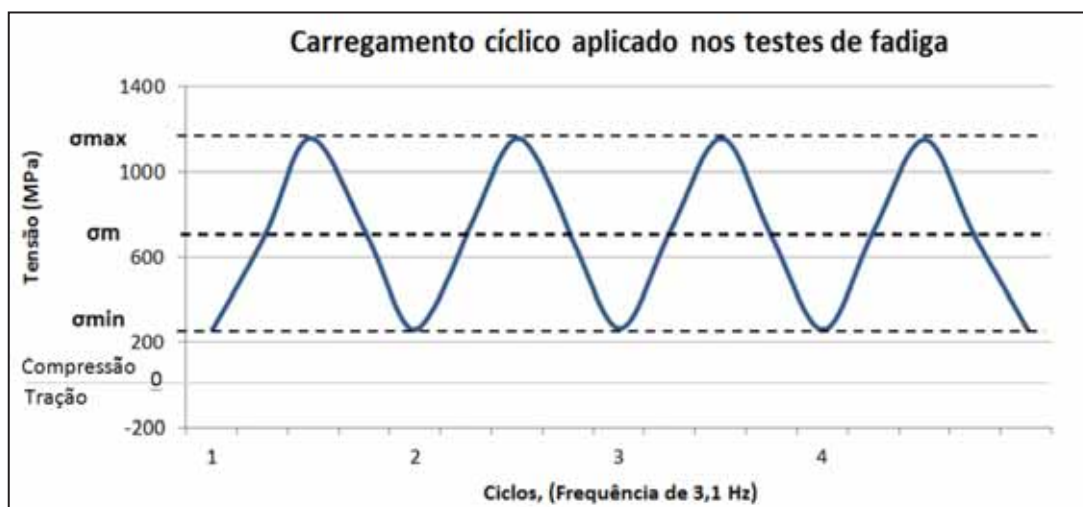


Figura 70 – Carregamento cíclico das tensões aplicadas durante o teste de fadiga das molas.

3.3.6 Análises de falha.

Todas as molas foram submetidas ao ensaio de fadiga até a quebra e as superfícies de fraturas foram examinadas para determinar as causas das falhas, objetivando comparar os motivos pelos quais cada processo falhou.

As fraturas foram examinadas em um microscópio eletrônico de varredura com EDS acoplado da marca Oxford Instruments, modelo Quanta 400HV D8077, com o uso do programa INCA 4880. A Figura 71 mostra o microscópio utilizado.



Figura 71 – Microscópio eletrônico de varredura com EDS acoplado.

(cortesia do Sr. Leandro A. Marchi – Arcelor Mittal Monlevade).

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Caracterização da matéria-prima.

A Tabela 10 apresenta a composição química do material, ensaio realizado pelo IPT, relatório número 1 033 250-203, mostrando que o material está conforme o especificado.

Tabela 10 - Composição química.

S	C	Mn	P	Si	Al	Cr	Cu	Ni	Mo	Sn	V	As
Max. 0,040	0,51 - 0,59	0,60 - 0,80	Max. 0,030	1,20 - 1,60	-	0,60 - 0,80	-	-	-	-	-	-
0,008	0,51	0,80	0,0047	1,30	0,001	0,69	0,024	0,01	0,002	0,003	0,003	0,001

As propriedades do material estão conforme informado pelo fornecedor da matéria-prima e os resultados dos ensaios são indicados na Tabela 11 e na Figura 72.

Tabela 11 - Propriedades mecânicas da matéria prima.

Tensão máxima (MPa)	Redução de área (%)	Dureza (HRC)
1006,4	50,7	27,7 ± 1,3

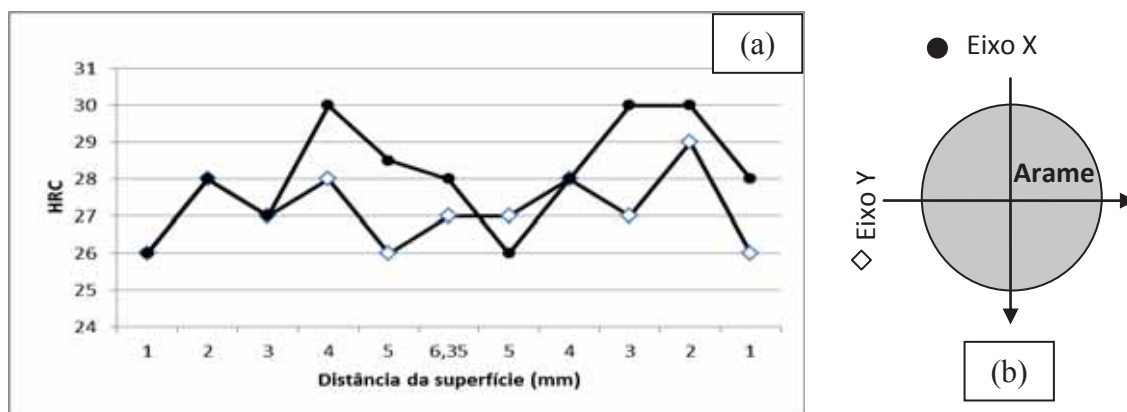


Figura 72 – (a) Distribuição da dureza no arame, (b) Posição das impressões de dureza na secção transversal do arame.

A matéria-prima apresenta microestrutura composta por ferrita pró eutetóide e perlita conforme informado pelo fornecedor, como observada na Figura 73. Mostra a superfície descarbonetada, tipo 2, conforme norma SAE J 419, com grãos de perlita entre os grãos de ferrita na zona descarbonetada.

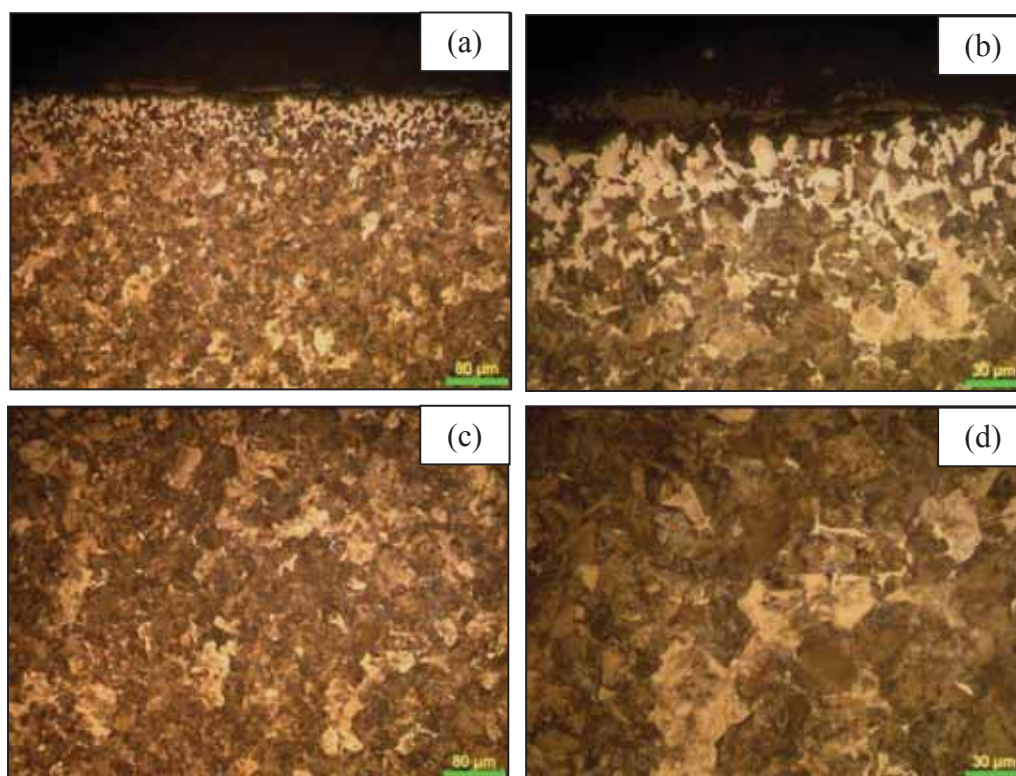


Figura 73 - Microestrutura da matéria prima na secção transversal, fio máquina (a, b) superfície da amostra com descarbonetação tipo 2, com profundidade média de $70,61 \pm 6,36 \mu\text{m}$. (c, d) núcleo da amostra, apresentando perlita e ferrita pró-eutetóide.

4.2 Caracterização do material após tratamento térmico.

A microestrutura após tratamento térmico de têmpera e revenimento por indução apresentou microestrutura composta por martensita revenida conforme observado na Figura 74.

Não foi detectado descarbonetação no material após o tratamento térmico, provavelmente a descarbonetação foi eliminada devido à difusão dos átomos de carbono presentes nos grãos de perlita, situados dentro da região da descarbonetada (vide Figura 73).

As propriedades mecânicas após o tratamento térmico são indicadas na Tabela 12, observa-se que o material apresenta um alto valor de resistência à tração e uma elevada tensão de escoamento o que proporciona ao material uma elevada resiliência, o que é extremamente importante para molas de suspensão.

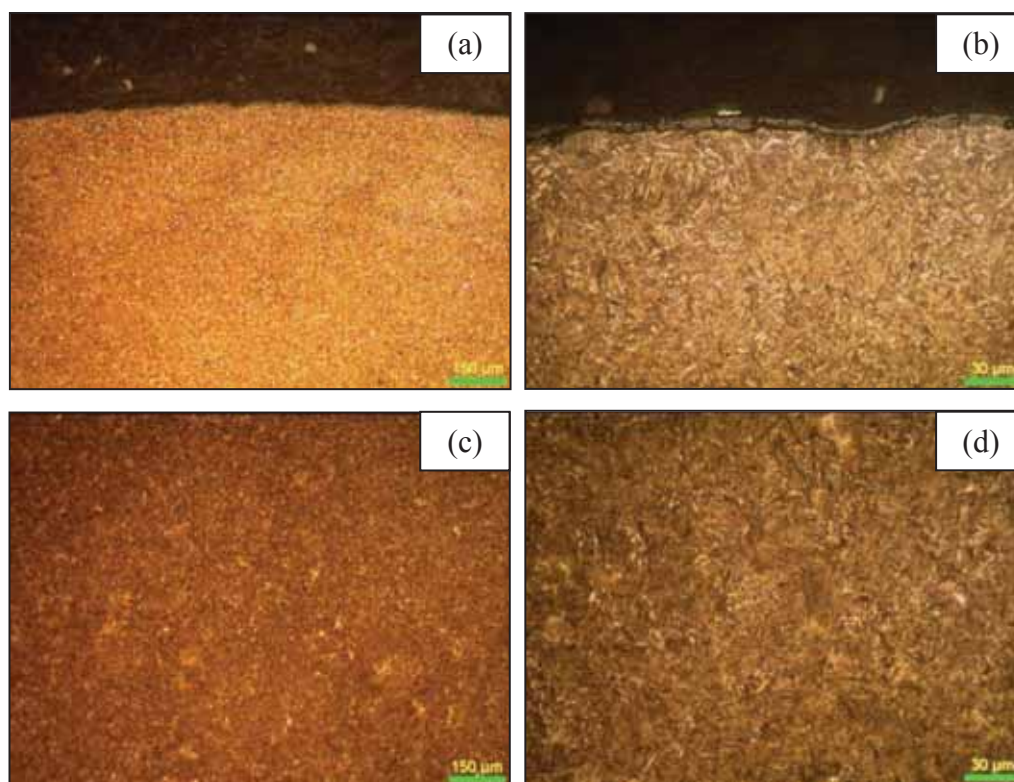


Figura 74 – Microestrutura do arame após o processo de têmpera e revenimento, apresenta-se como martensita revenida: (a, b) mostra a microestrutura na superfície da amostra, isenta de descarbonetação, ampliação de 100 X e 500 X, respectivamente; (c, d) mostram a microestrutura no núcleo da amostra, ampliação de 100 X e 500 X, respectivamente.

Tabela 12 - Propriedades mecânicas do arame temperado e revenido.

Tensão máxima (MPa)	Tensão de escoamento (MPa)	Redução de área (%)	Dureza (HRc)
2037	1811	49	54,4 ± 0,4

A Figura 75 mostra a distribuição da dureza na secção transversal do arame, indicando que o material é homogêneo, não apresentando diferentes valores de dureza entre o núcleo e a superfície do arame.

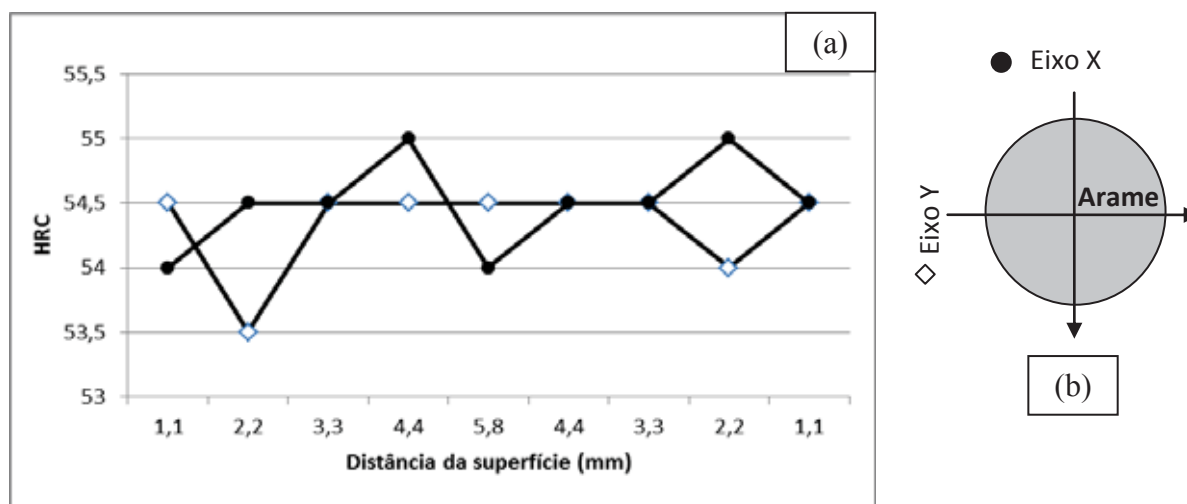


Figura 75 – (a) Distribuição da dureza no arame, (b) Posição das impressões de dureza na secção transversal do arame.

4.3 Caracterização das granalhas utilizadas nos processos de jateamento.

4.3.1 Tamanho das granalhas conforme ensaio da peneira.

Conforme observado na Tabela 13, todas as granalhas em uso durante a preparação das amostras estavam satisfatórias, ou seja, o maior percentual das dimensões das granalhas estava no valor requerido.

Tabela 13 - Dimensão da granalha conforme ensaio da peneira.

Método	Etapa de jateamento	Condições da granalha		
		Tipo	Tamanho (mm)	Teste da peneira Resultado retido no valor nominal da granalha (%)
Sem jato	1º - Sem jato	-	-	-
Jateamento P1	1º - Jateamento a frio	Arame cortado	0,8	90
	2º - Jateamento a frio com a mola comprimida	Arame cortado	0,6	94
Jateamento P2	1º - Jateamento a quente	Arame cortado	0,8	84
	2º - Jateamento a frio com a mola comprimida	Arame cortado	0,6	94
Jateamento P3	1º - Jateamento a quente	Arame cortado	0,8	84
	2º - Jateamento a frio com granalha fina	Arame cortado	0,3	97

4.3.2 Morfologia das granalhas.

A Figura 76 mostra a morfologia das granalhas utilizadas, indicando formatos quase esféricos.

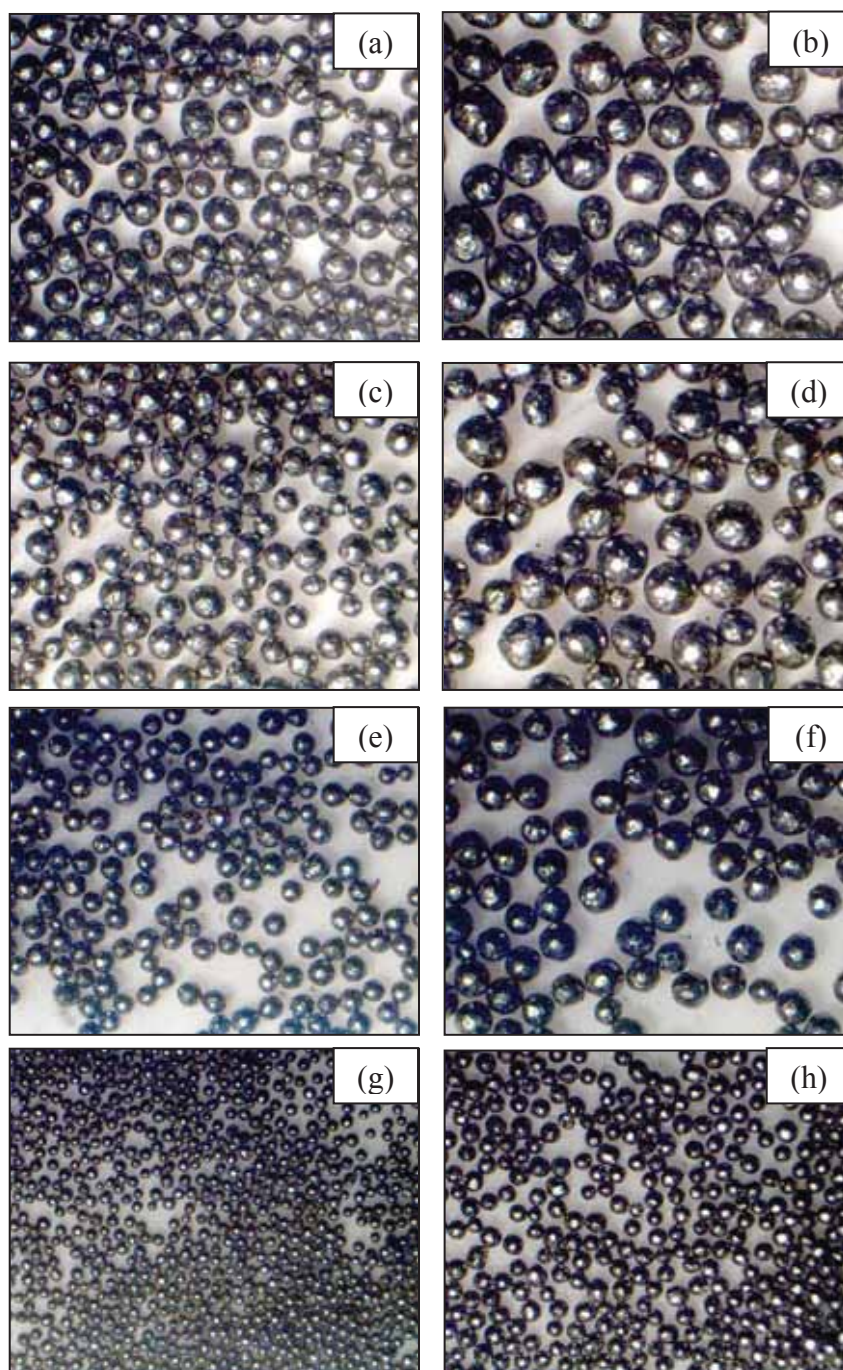


Figura 76 - Granalhas utilizadas no jateamento das amostras. (a, b) Granalha 0,8 mm - 1º estágio do jateamento P1. (c, d) Granalha 0,8 mm – 1º estágio do jateamento P2 e P3. (e, f) Granalha 0,6 mm – 2º estágio do jateamento P1 e P2. (g, h) Granalha 0,3 mm – 2º estágio do jateamento P3. Aumento de 8 X e 12 X respectivamente.

4.3.3 Dureza das granalhas.

Conforme indicado na Tabela 14 a dureza das granalhas está conforme especificado pelo fornecedor.

Tabela 14 - Dureza da granalha utilizada durante a preparação das amostras.

Método	Diâmetro da granalha (mm)	Dureza (HRC)
Jateamento P1	0,8	$58,5 \pm 5,3$
	0,6	$59,5 \pm 8,7$
Jateamento P2	0,8	$58,5 \pm 4,6$
	0,6	$59,5 \pm 8,7$
Jateamento P3	0,8	$58,0 \pm 4,6$
	0,3	$59,0 \pm 1,7$

4.3.4 Teste de intensidade Almen.

Conforme a Tabela 15 o teste de Almen demonstrou que o primeiro jateamento de todos os processos em estudo é realizado com maior intensidade do que o segundo jateamento. É observado também que a região da mola que recebe maior intensidade de jateamento é a região central da mola, devido à geometria da peça.

Tabela 15 - Teste de Almen.

Método	Etapa de jateamento	Resultado do teste Almen (mm) para cada placa na posição do dispositivo. Percentual de intensidade do jateamento deve ser superior a 45 %.		
		Início (%)	Meio (%)	Final (%)
Jateamento P1	Jateamento a frio, granalha 0,8 mm	69	84	69
	Jateamento a frio com a mola comprimida, granalha 0,6 mm	43	56	43
Jateamento P2	Jateamento a quente, granalha 0,8 mm	69	84	69
	Jateamento a frio com a mola comprimida, granalha 0,6 mm	43	56	43
Jateamento P3	Jateamento a quente, granalha 0,8 mm	69	84	69
	Jateamento a frio, granalha 0,3 mm	57	60	57

4.4 Caracterizações das molas.

4.4.1 Distribuição de dureza nas amostras de molas.

Foi observado que a dureza das peças são similares em todos os processos estudados, conforme observado na Tabela 16, e que a dureza do material é mais baixa do que a dureza da granalha em torno de 3 a 5 HRc.

Tabela 16 - Resultado do teste de dureza (Média e desvio padrão).

	Sem jato	Jateamento P1	Jateamento P2	Jateamento P3
Dureza (HRc)	$55,4 \pm 1,7$	$54,7 \pm 1,6$	$54,1 \pm 1,5$	$54,1 \pm 1,6$

A Figura 77 mostra a distribuição da dureza na secção transversal do arame, e observa-se uma alta variação dos resultados comparados aos valores de distribuição de dureza observados no material temperado, Figura 75. Esse efeito é normal devido o enrolamento da mola ser a frio, gerando deformações não homogêneas na secção transversal do arame.

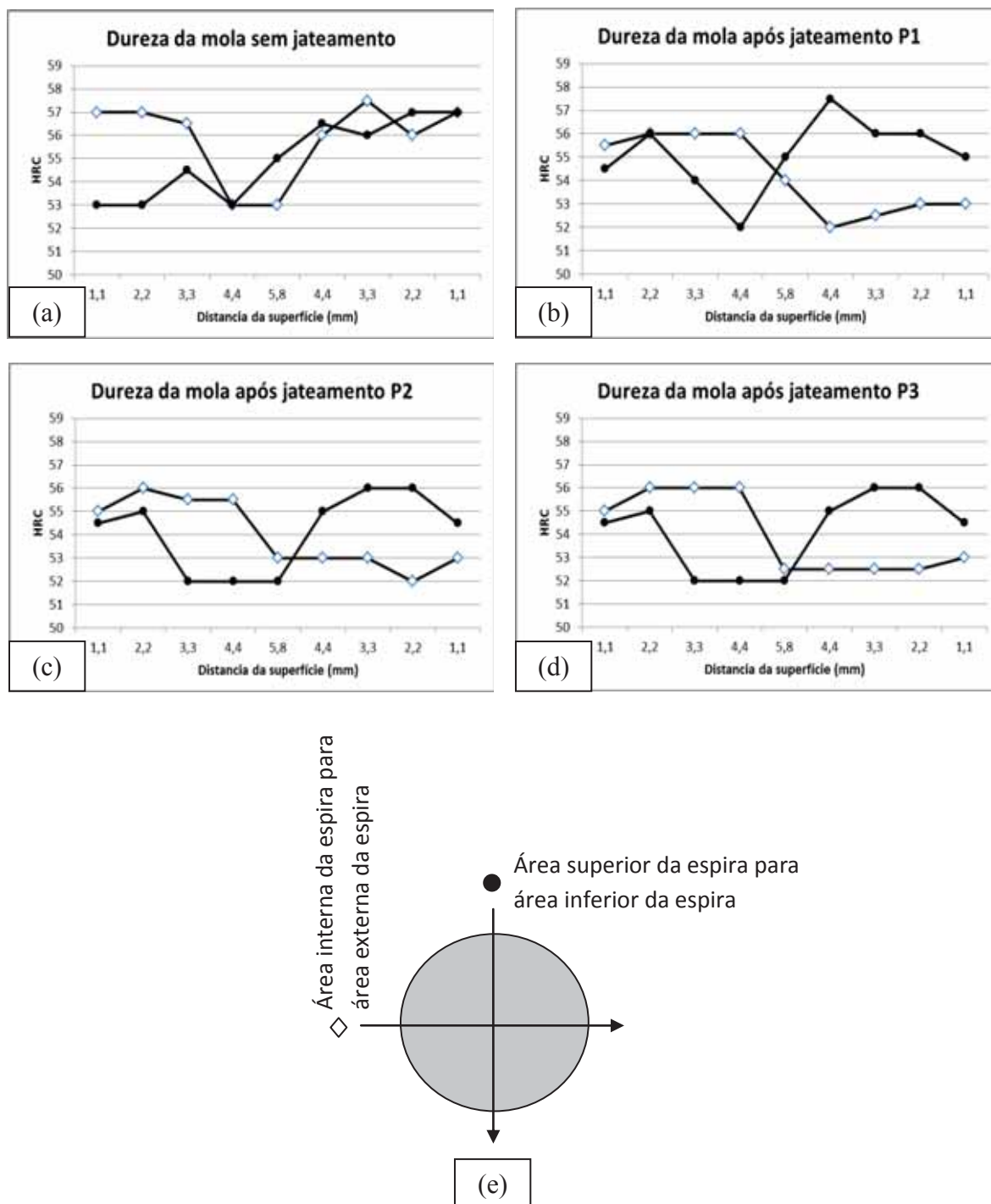


Figura 77 – Distribuição da dureza, (a) sem jateamento, (b) jateamento P1, (c) jateamento P2, (d) jateamento P3, (e) Distribuição da dureza na secção transversal do arame.

4.4.2 Rugosidade da superfície das molas.

Foi observado que a rugosidade da mola sem jateamento é a menor se comparada às molas jateadas. O processo de jateamento P1 apresentou rugosidade menor que a do processo de jateamento P2, sendo que ambos os processos obtiveram o mesmo resultado de teste de Almen, podendo-se afirmar que a variação da rugosidade foi em função da temperatura da mola durante o jateamento (processo de jateamento P1: temperatura ambiente e processo de jateamento P2: 300 – 325 °C) . O processo de jateamento P3 apresentou o maior valor de rugosidade, conforme demonstrado na Tabela 17 e na Figura 78.

Tabela 17 – Ensaio de rugosidade.

Rugosidade	Sem jato	Jateamento P1	Jateamento P2	Jateamento P3
Ra (μm)	1,31	2,93	3,82	3,45
Rz (μm)	9,03	15,5	20,85	20,25
Rmax. (μm)	13,2	19,8	24,70	27,21

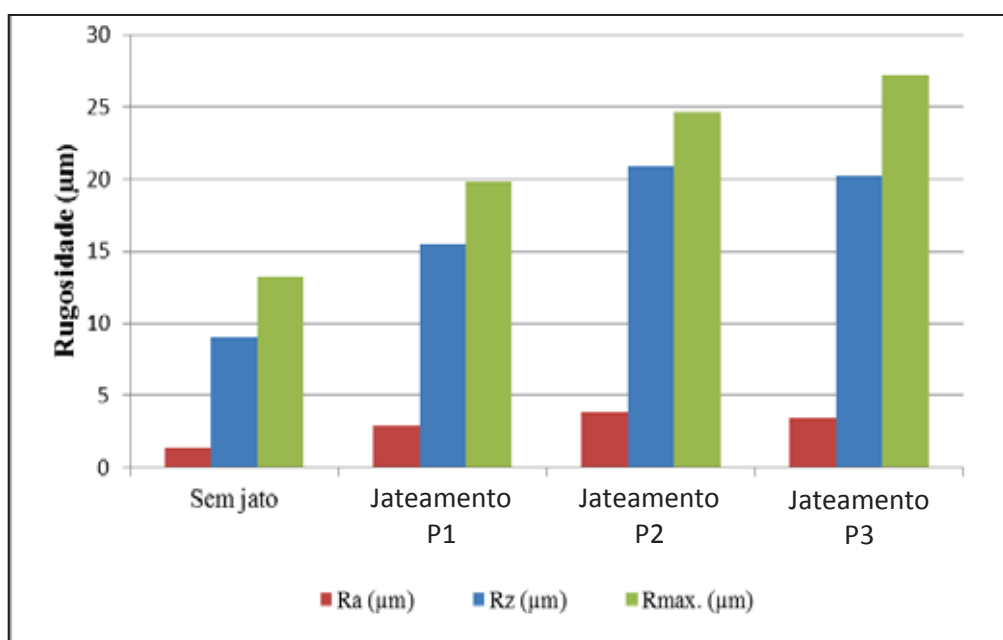


Figura 78 - Comparação dos resultados de rugosidade de cada processo.

A Figura 79 mostra a condição superficial de cada processo. Pode-se observar que as molas jateadas obtiveram cobertura maior ou igual a 100 %, não sendo observado diferenças nas superfícies das peças jateadas.

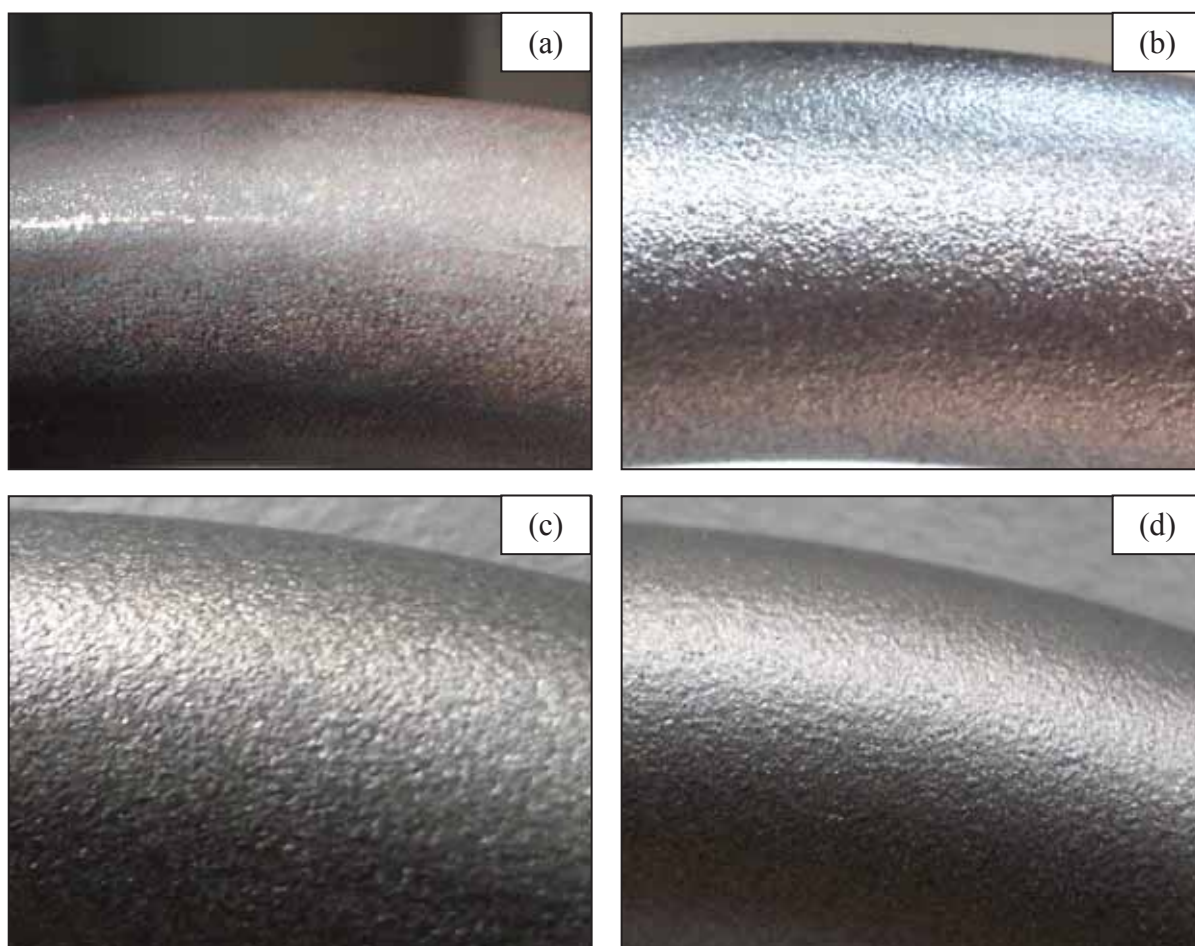


Figura 79 - Condições superficiais das molas. (a) Sem jateamento, (b) jateamento P1, (c) jateamento P2, (d) jateamento P3.

4.4.3 Microestrutura.

A microestrutura da mola sem jateamento, Figura 80 (a, b) apresentou microestrutura similar ao material após o processo de têmpera e revenimento, Figura 74 (a, b), portanto o processo de alívio de tensão realizado na mola após o processo de enrolamento não influenciou na microestrutura do material.

A microestrutura das molas jateadas, Figura 80 (c, d, e, f, g, h), apresentaram linhas de deformação na superfície, com profundidade de aproximadamente 30 μm . Essas deformações são geradas devido à deformação da superfície da mola. Os átomos da superfície são “empurrados” para o núcleo do arame e, em reação a essa força, os átomos situados mais ao

centro do material forçam os átomos comprimidos para a superfície ocasionando uma deformação da rede e da microestrutura. Conforme observado na Figura 80 as microestruturas das amostras jateadas são similares.

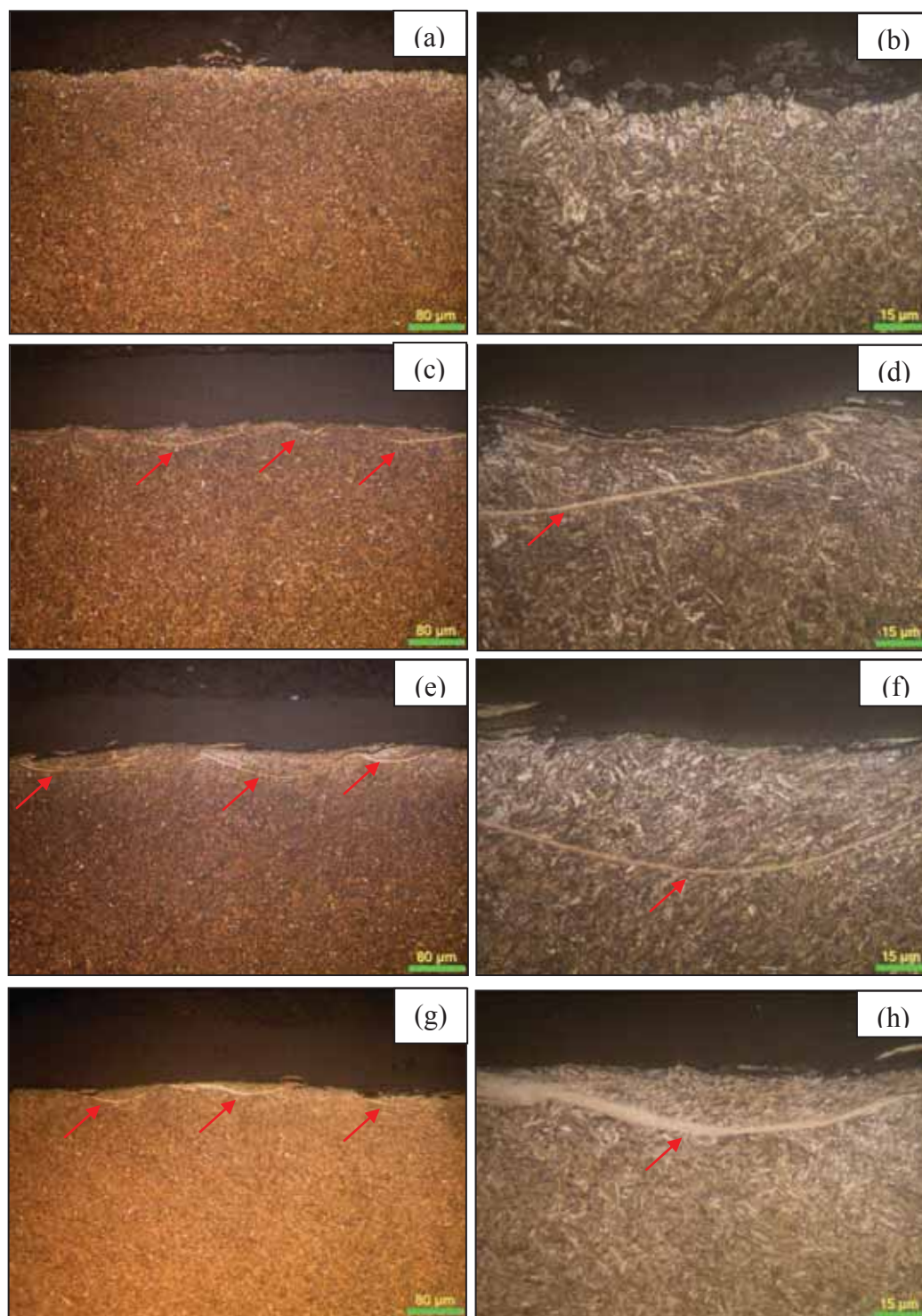


Figura 80 – Microestrutura do aço: após forno, sem jateamento (a, b); Após jateamento P1 (c, d); após jateamento P2 (e, f); após jateamento P3 (g, h); Respectivamente 200 X e 1000 X. Ataque químico: Nital 2%. As setas indicam as deformações que o processo de jateamento ocasionou na microestrutura.

4.4.4 Tamanho de grão.

Devido ao impacto das granalhas na superfície do material o mesmo sofre deformações plásticas que podem ser observadas pela morfologia dos grãos na superfície das amostras. A Figura 81 (a) mostra que os grãos da mola após tratamento térmico de alívio de tensões (mola sem jateamento), não apresentam deformações superficiais e as amostras de molas após jateamento apresentaram deformações de no máximo 30 μm de profundidade, conforme indicam as Figuras 81 (b, c, d).

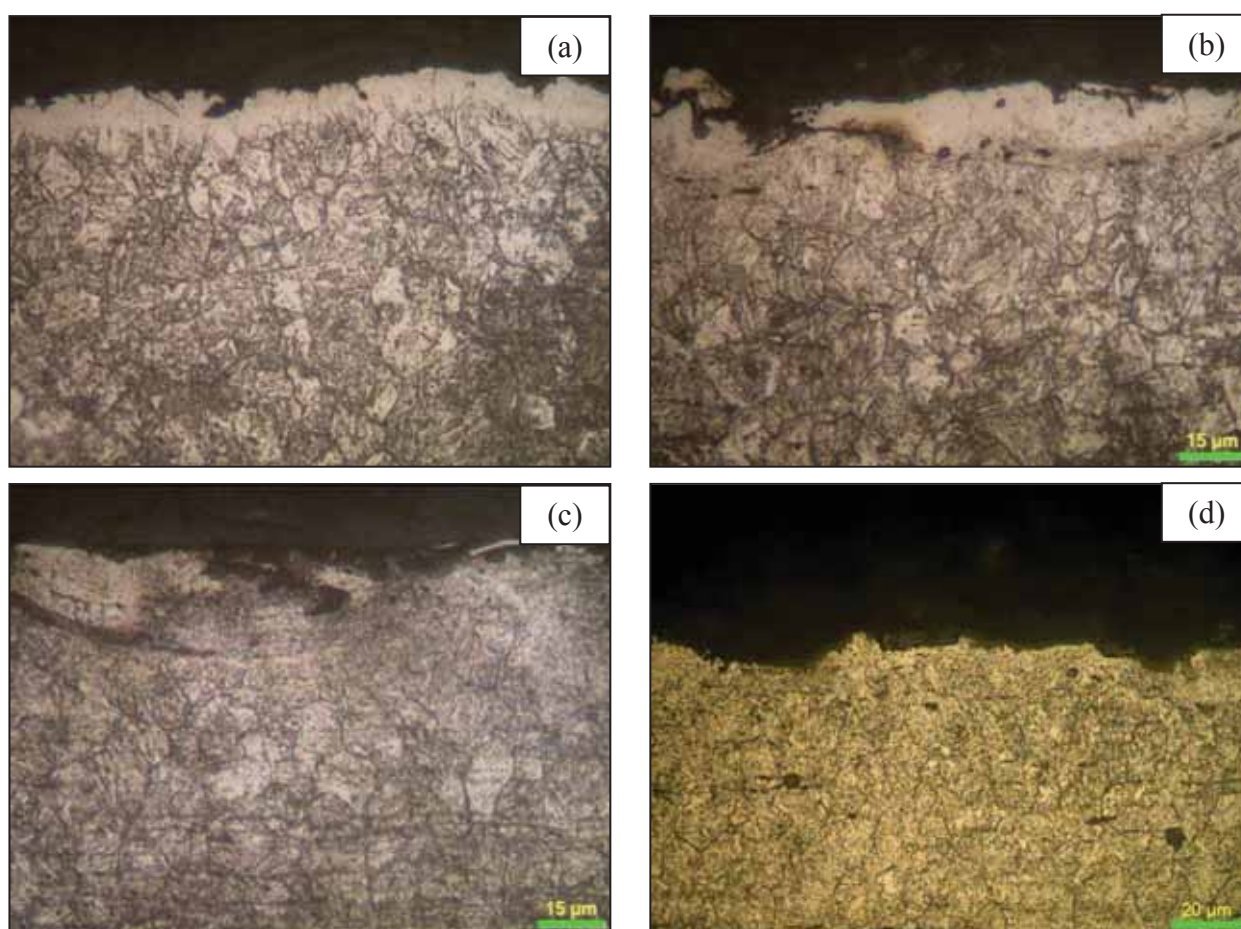


Figura 81 – (a) Após tratamento térmico de alívio de tensão (sem jateamento). (b) Após jateamento P1. (c) Após jateamento P2, (d) após jateamento P3, ataque químico: Solução de ácido pícrico – 1000 X.

4.4.5 Análise dimensional das molas de cada processo.

Apesar da produção das molas terem sido realizadas de uma mesma bobina, as molas tendem a apresentar variações geométricas entre elas, devido às diferentes formas de jateamento empregado. A Tabela 18 apresenta os valores médios das principais características das molas produzidas em cada processo, com exceção das molas sem jateamento que não foram medidas, por questão de segurança, pois a mola pode se deformar plasticamente e até se romper durante a medição.

Foi observado que todas as molas testadas apresentaram resultados dentro do especificado conforme demonstrado nas Figuras 82, 83 e 84, apesar das molas do processo P2 ter valores de força menores do que dos outros processos de jateamento, conforme Figura 84.

4.4.5.1 Análise dimensional realizado na máquina de teste.

Tabela 18 - Dimensões das molas produzidas, (valor médio de quatro medições).

Item e especificação	Sem jateamento	Jateamento P1	Jateamento P2	Jateamento P3
Altura livre da mola (Lo) 338,0 mm	-	$339,5 \pm 0,4$	$333,7 \pm 0,3$	$337,6 \pm 0,3$
Assentamento superior em 297 mm, mínimo 200 graus	-	$222,5 \pm 5,0$	$210,0 \pm 7,1$	$221,3 \pm 4,8$
Assentamento inferior em 297 mm, mínimo 200 graus	-	$210,0 \pm 0,0$	$211,3 \pm 2,5$	$212,5 \pm 2,9$
Coefficiente elástico medido entre 234 – 134 mm (25,0 + 1,3 N/mm)	-	$25,4 \pm 0,0$	$25,7 \pm 0,1$	$25,8 \pm 0,0$
Força a 184,0 mm (3912 – 4088 N)	-	$3980,0 \pm 11,9$	$3899,0 \pm 14,2$	$3983,8 \pm 5,7$
Sem contato entre espiras Min. 1,0 mm (105,0 – 297,0 mm)	-	OK	OK	OK
Número de espiras $7,5 \pm 0,2$	-	$7,6 \pm 0,0$	$7,6 \pm 0,0$	$7,6 \pm 0,0$
Diâmetro externo da mola na menor altura de compressão (max. 119,0 mm)	-	OK	OK	OK
Passagem livre espira inicial e final Min. 1,0 mm	-	OK	OK	OK

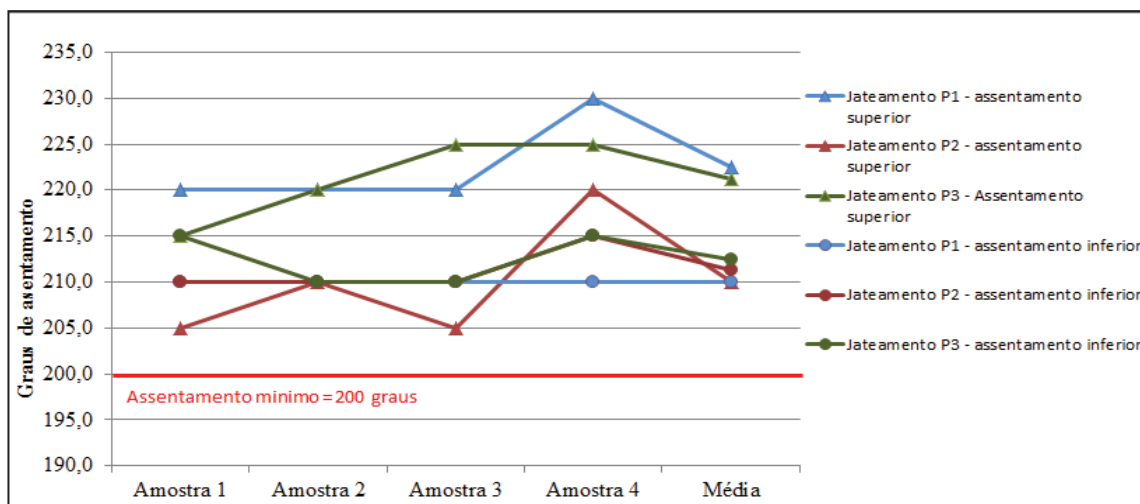


Figura 82 – Comparação do assentamento superior e inferior das molas de cada processo.

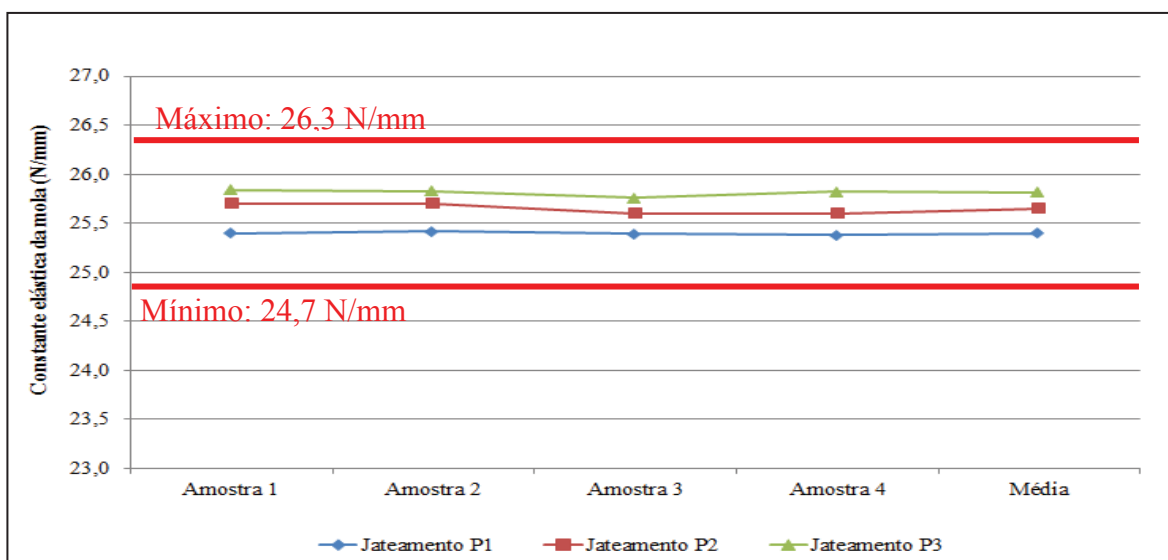


Figura 83 – Comparação do coeficiente elástico das molas de cada processo.

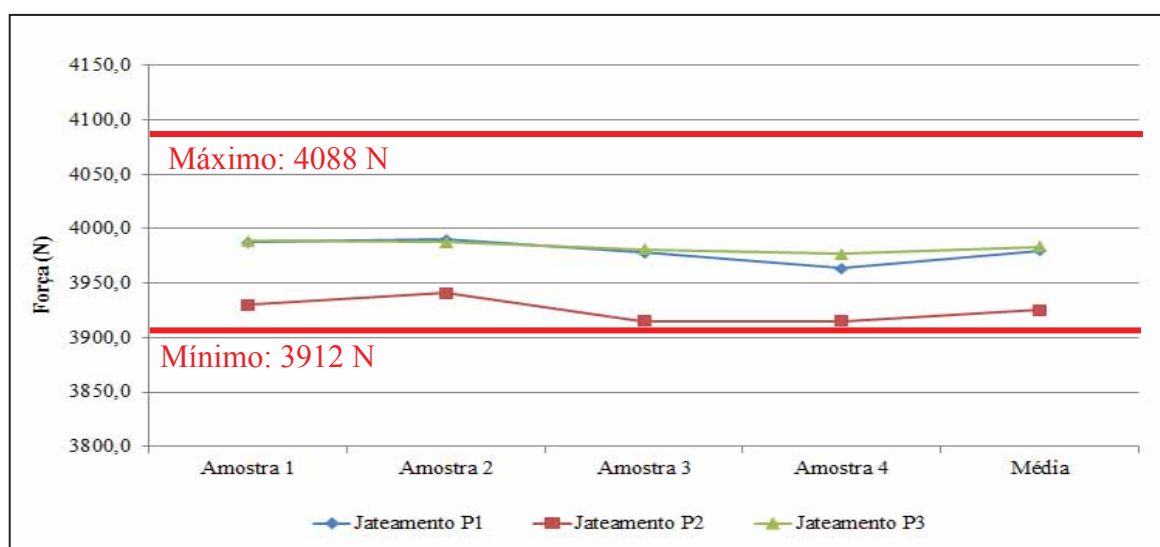


Figura 84 – Comparação da força das molas de cada processo.

4.4.5.2 Análise dimensional com o sistema de escaneamento da mola.

Através da visualização e a comparação em 3D, foi possível observar que as molas jateadas apresentam dimensões semelhantes, conforme observado na Figura 85. A mola sem jateamento apresenta comprimento maior do que as outras molas conforme observado na Figura 86, comportamento da mola já esperado, pois a mesma não passou pelos processos subsequentes após o forno de alívio de tensão.

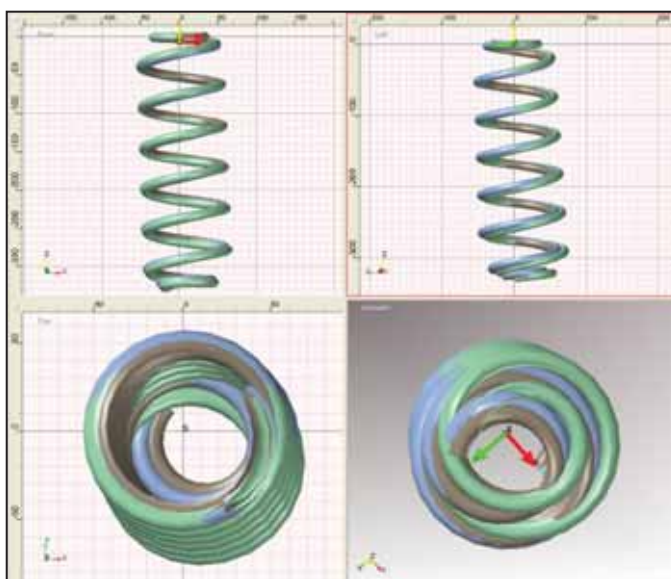


Figura 85 - Comparação entre as molas jateadas: Mola jateada no processo convencional (verde); mola jateada no processo HPP (azul); mola jateada no processo HFP (cinza).

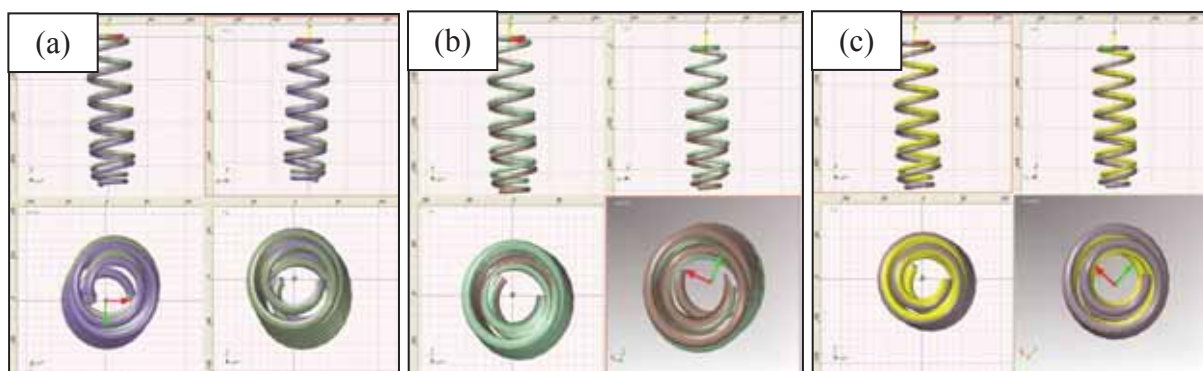


Figura 86 - (a) Comparação entre mola jateada no processo P1 (cinza) e mola sem jateamento (roxo). (b) Comparação entre mola jateada no processo P2 (verde) e mola sem jateamento (cinza). (c) Comparação entre mola jateada no processo P3 (amarelo) e mola sem jateamento (cinza).

4.5 Medidas de tensões residuais.

Os resultados de tensões residuais são indicados nas Tabelas 19 a 22 e a Figura 87 mostra a comparação entre as curvas de tensões residuais.

Pode-se observar que a mola que não foi jateada apresentou apenas tensões residuais trativas, ou seja, susceptível à nucleação e propagação de trincas a partir do ponto de maior tensão que seria na superfície interna da mola.

Nas molas jateadas pelo processo P1 e pelo processo P2 foram utilizadas granalhas de diâmetro 0,8 mm no primeiro estágio, e no segundo estágio foram comprimidas e jateadas com granalha de diâmetro 0,6 mm. A diferença entre os processos é que as molas do processo P2 foram jateadas a uma temperatura de aproximadamente 300° C no primeiro estágio. O efeito da temperatura na curva de tensão residual foi bem significativo, tanto no valor de tensão residual compressiva que aumentou em 14 %, como na profundidade da tensão residual que foi aumentada em 19 %, conforme demonstrado na Tabela 23.

Nas molas jateadas pelo processo P2 e pelo processo P3 foram utilizadas granalhas de diâmetro 0,8 mm a uma temperatura de aproximadamente 300° C no primeiro estágio, e no segundo estágio as molas do processo P2 foram comprimidas e jateadas com granalha de diâmetro de 0,6 mm, diferente do processo P3 que foi jateada com granalha de diâmetro 0,3 mm sem compressão. O efeito de se jatear a mola com uma granalha menor sem a compressão da mola foi à diminuição do valor de tensão residual compressiva em 21 %, mas a profundidade da tensão residual foi aumentada em 9,5 %, conforme demonstrado na Tabela 23.

Tabela 19 – Amostra sem jateamento.

Profundidade (μm)	5	50	105	205	310
Tensão residual (N/mm^2)	71	183	238	264	287

Tabela 20 - Amostra após jateamento P1.

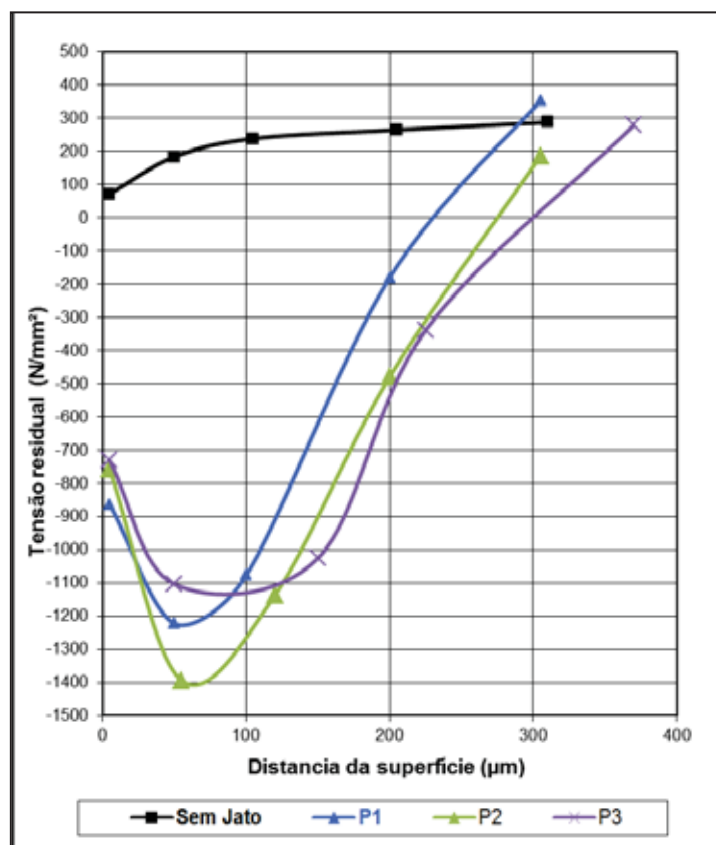
Profundidade (μm)	5	50	100	200	305
Tensão residual (N/mm^2)	-863	-1223	-1078	-181	352

Tabela 21 - Amostra após jateamento P2.

Profundidade (μm)	5	55	120	200	305
Tensão residual (N/mm^2)	-758	-1394	-1138	-480	185

Tabela 22 - Amostra após jateamento P3.

Profundidade (μm)	5	50	150	225	370
Tensão residual (N/mm^2)	-732	-1104	-1026	-340	278

**Figura 87** - Comparação das tensões residuais.**Tabela 23** – Características na curva de tensão residual, Figura 87.

Processo	Tensão superficial (MPa)	Tensão de compressão Máxima, (MPa)	Profundidade, μm
Sem jateamento	71	-	-
Jateamento P1	-863	- 1223	230
Jateamento P2	-758	- 1394	274
Jateamento P3	-732	- 1104	300

4.6 Testes de fadiga.

Os resultados de fadiga são mostrados na Tabela 24 e na Figura 88 onde estão traçadas as curvas S-N, o processo de jateamento P3 apresentou o melhor desempenho em fadiga, seguido pelo processo de jateamento P2 e posteriormente pelo processo de jateamento P1, o processo sem jateamento apresentou o pior desempenho em fadiga.

Tabela 24 – Resultado do teste de fadiga para cada processo em diferentes níveis de tensão.

Tensão aplicada (MPa)	Nº. amostra	Ciclos de fadiga para cada processo			
		Sem jateamento	Jateamento P1	Jateamento P2	Jateamento P3
1151	1	28.203	309.540	549.288	2.105.255
	2	23.635	1.232.858	1.603.289	7.710.140 *
	3	29.587	1.542.398	2.167.550	6.673.054 *
	4	26.184	2.645.457	3.139.784	5.700.820 *
	5	-	-	3.726.382	5.604.885 *
	Média e σ	26.902 ± 2.588	$1.432.563 \pm 963.369$	$2.237.259 \pm 1.253.800$	$5.558.831 \pm 2.110.633$
1186	1	15.474	226.225	182.934	585.965
	2	18.698	325.832	409.630	2.045.866
	3	16.546	576.595	536.392	2.541.493
	4	16.907	576.595	801.368	3.039.162
	5	-	-	1.210.998	-
	Média e σ	16.906 ± 1.341	426.312 ± 178.233	628.264 ± 395.001	$2.053.122 \pm 1.051.836$
1215	1	17.847	238.647	596.453	1.244.702
	2	17.847	259.469	670.058	1.770.747
	3	19.025	407.671	844.032	2.024.756
	4	21.811	621.293	1.155.668	2.851.120
	Média e σ	19.133 ± 1.870	381.770 ± 176.527	816.553 ± 248.770	$1.972.831 \pm 669.601$

* Molas que não quebraram durante o teste (O teste foi interrompido).

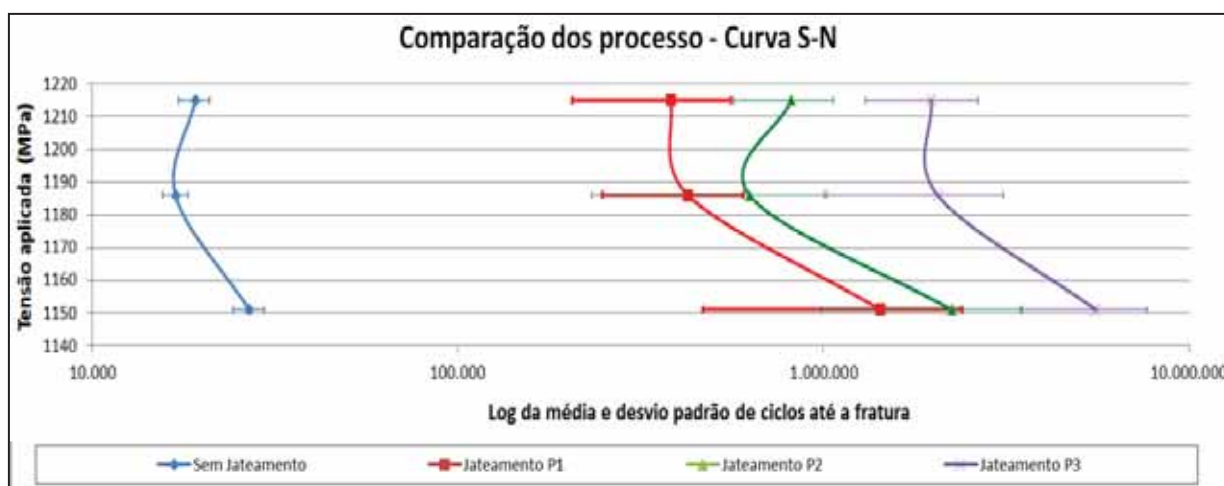


Figura 88 – Valor da média e desvio padrão dos resultados de ciclos até a fadiga versus a tensão aplicada nos ensaios.

4.7 Análise de falhas.

4.7.1 Processo sem jateamento.

A Tabela 25 mostra os resultados do ensaio de fadiga e os resultados da análise da fratura de cada mola do processo sem jateamento. As molas quebraram com o menor número de ciclos em todos os níveis de tensão aplicados e a origem da quebra das molas foi na região de maior tensão, na superfície da mola na região interna. Provavelmente o fator que contribuiu para a quebra não foi à rugosidade da peça, pois a rugosidade nessas peças é baixa quando comparado às molas jateadas que obtiveram maior durabilidade. Em compensação as molas sem jateamento apresentaram tensões residuais tratativas em toda a superfície, o que contribuiu para a geração e a propagação de trincas em pequenos defeitos superficiais na peça, que levaram à falha das molas. As Figuras 89, 90 e 91 mostram as superfícies de fratura, indicando que a nucleação de trincas ocorreu na superfície da mola e a mola que fadigou com 16.546 ciclos teve como nucleador de tensão um defeito superficial grosseiro, conforme observado na Figura 90 (i).

Tabela 25 - Resultado da análise de falha das molas sem jateamento.

Tensão aplicada (MPa)	Ciclos até a fratura	Causa da quebra	Posição da origem da quebra (μm)	Figura.
1151	28.203	Provável defeito superficial + Tensão residual trativa	Na superfície	89 a - c
1151	23.635	Provável defeito superficial + Tensão residual trativa	Na superfície	89 d - f
1151	29.587	Provável defeito superficial + Tensão residual trativa	Na superfície	89 g - i
1151	26.184	Provável defeito superficial + Tensão residual trativa	Na superfície	89 J - m
1186	18.698	Provável defeito superficial + Tensão residual trativa	Na superfície	90 a - c
1186	15.474	Provável defeito superficial + Tensão residual trativa	Na superfície	90 d - f
1186	16.546	defeito superficial grosseiro + Tensão residual trativa	Na superfície	90 g - i
1186	16.907	Provável defeito superficial + Tensão residual trativa	Na superfície	90 J - m
1215	17.847	Provável defeito superficial + Tensão residual trativa	Na superfície	91 a - c
1215	17.847	Provável defeito superficial + Tensão residual trativa	Na superfície	91 d - f
1215	19.025	Provável defeito superficial + Tensão residual trativa	Na superfície	91 g - i
1215	21.811	Provável defeito superficial + Tensão residual trativa	Na superfície	91 J - m

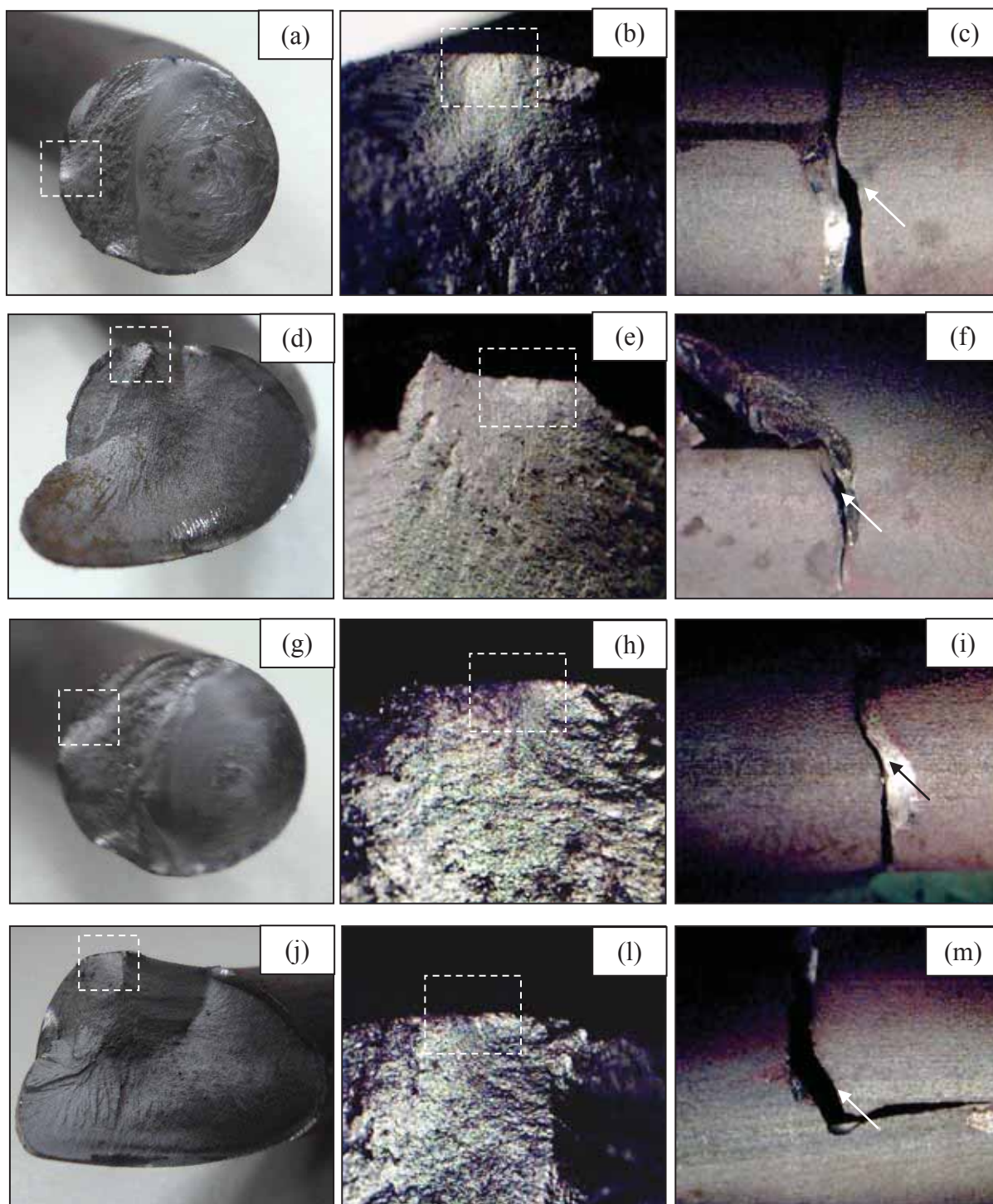


Figura 89 – Molas sem jateamento, fadigadas a tensão de 1151 MPa: (a, d, g, j) aspecto da fratura; (b, e, h, l) origem da quebra na superfície da mola; (c, f, i, m) superfície do arame.

As indicações (quadros e setas) mostram as origens das fraturas.

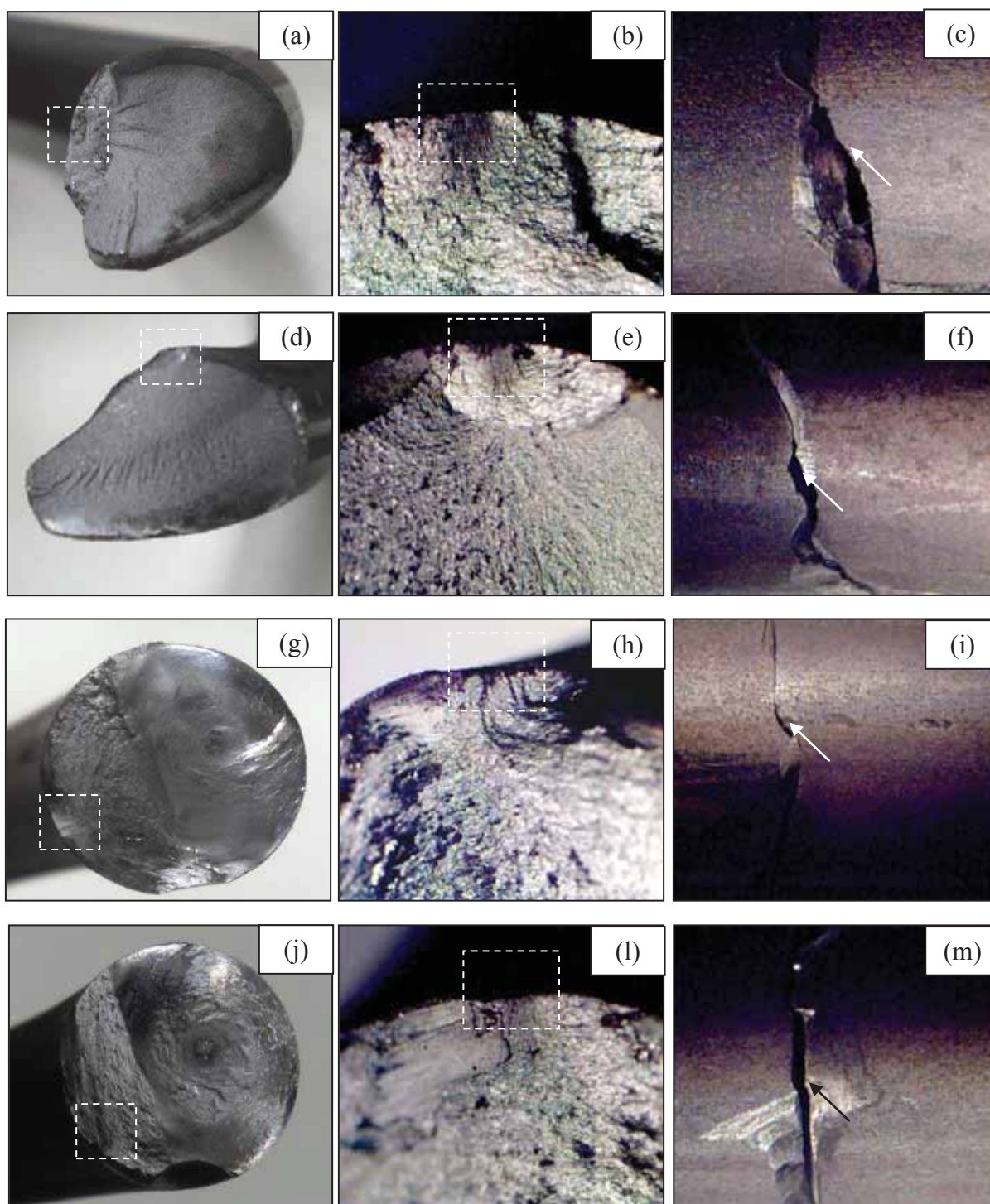


Figura 90 – Molas sem jateamento, fadigadas a tensão de 1186 MPa: (a, d, g, j) aspecto da fratura; (b, e, h, l) origem da quebra na superfície da mola; (c, f, i, m) superfície do arame, (i) demonstra um defeito superficial. As indicações (quadros e setas) mostram as origens das fraturas.

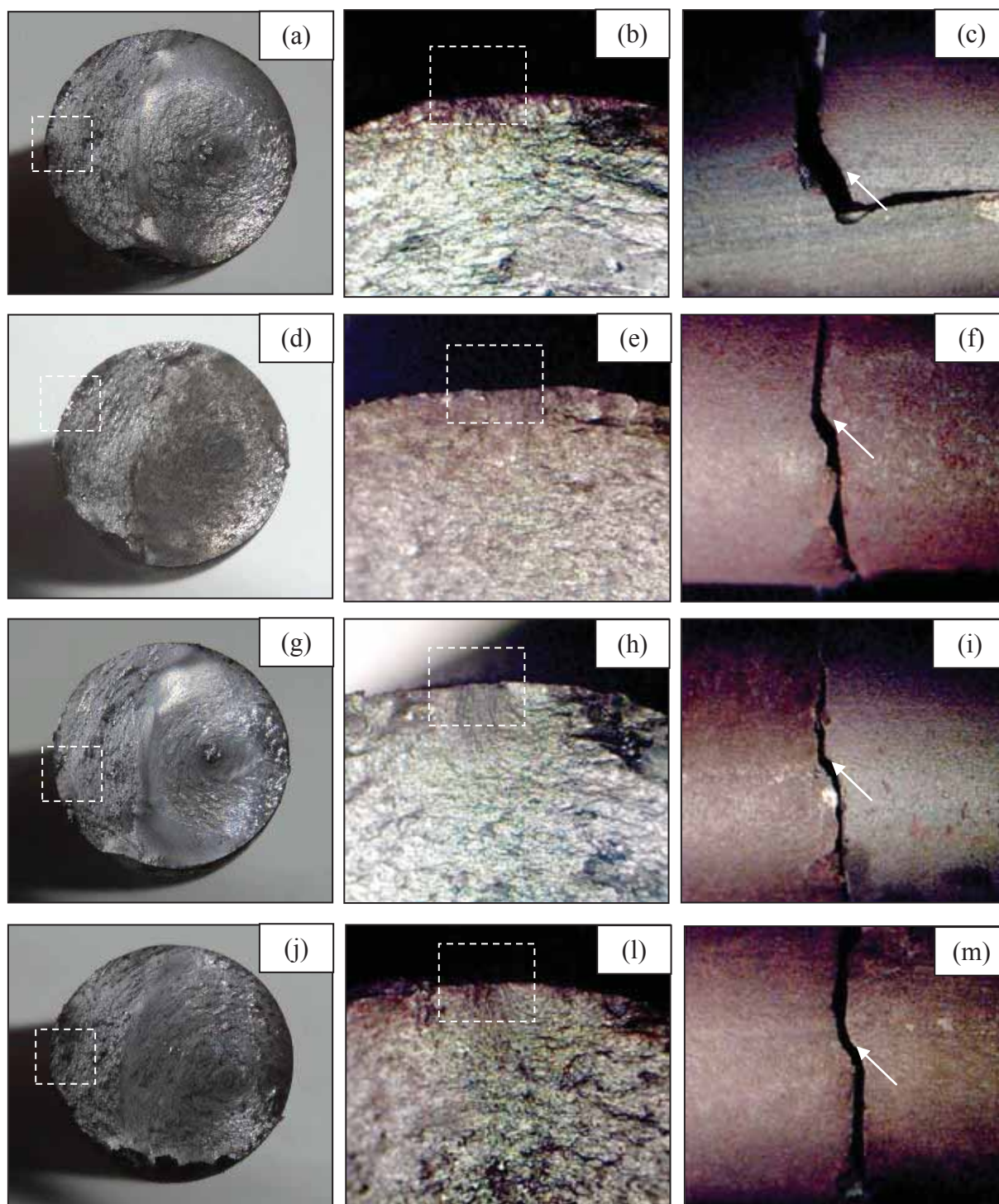


Figura 91 – Molas sem jateamento, fadigadas a tensão de 1215 MPa: (a, d, g, j) aspecto da fratura; (b, e, h, l) origem da quebra na superfície da mola; (c, f, i, m) superfície do arame.
As indicações (quadros e setas) mostram as origens das fraturas.

4.7.2 Processo com jateamento P1.

A Tabela 26 mostra os resultados do ensaio de fadiga e os resultados da análise da fratura de cada mola do processo com jateamento P1.

As molas produzidas pelo jateamento P1 apresentaram o terceiro melhor desempenho em fadiga em todos os níveis de tensão aplicados. Todas as molas quebraram com início de trinca em inclusões.

O motivo pelo qual as molas produzidas pelo jateamento P1 apresentaram desempenho inferior ao processo de jateamento P2 e P3 foi devido às características das tensões residuais compressivas induzidas pelo jateamento. Pode-se observar na Figura 87 que as molas do processo P1 apresentam valor máximo de tensão residual compressiva mais elevada que a do processo P3 em 10 %, que obteve o melhor desempenho em fadiga, ou seja, se considerar apenas o valor máximo de tensão residual compressiva, as molas do processo P1 teriam maior durabilidade do que as molas do processo P3, mas em contrapartida a profundidade da tensão residual do processo P3 foi maior que a do processo P1 em 23 %, portanto a profundidade da tensão residual teve seu efeito mais significativo do que o valor máximo de tensão residual.

As Figuras 92, 93 e 94 mostram as superfícies das fraturas, indicando que a nucleação de trincas iniciou-se em inclusões.

Tabela 26 - Resultado da análise de falha das molas com jateamento P1.

Tensão aplicada (MPa)	Ciclos até a fratura	Causa da quebra	Tamanho do defeito (μm)	Distancia a superfície (μm)	Composição química (Análise de EDS)	Figura.
1151	309.540	Inclusão	44,00 58,00	227,00	40,6O - 6,2Mg - 10,0Al - 20,2Si 11,3Ca - 0,9Ti - 4,9Mn - 5,8Zr	92 a – c
1151	1.232.858	Inclusão	51,00 79,00	315,00	51,3O - 7,5Mg - 9,3Al - 16,4Si 6,0Ca - 0,6Ti - 3,3Mn - 5,5Zr	92 d – f
1151	1.542.398	Inclusão	55,00 64,00	402,00	Cavidade da inclusão	92 g – h
1151	2.645.457	Inclusão	27,00 35,00	492,00	55,1O - 0,9Mg - 4,7Al - 31,7Si 0,7Ca - 0,7Ti - 6,3Mn	92 i - l
1186	226.225	Inclusão	72,00 130,00	792,00	54,5O - 3,7Mg - 9,8Al - 17,0Si 7,3Ca - 1,8Mn - 5,9Zr	93 a – c
1186	325.832	Inclusão	29,00 75,00	224,00	53,9O - 0,4Na - 5,6Mg - 8,3Al 16,5Si - 0,6S - 6,1Ca - 0,6Ti 3,4Mn - 4,6Zr	93 d – f
1186	576.595	Inclusão	70,00 109,00	526,00	51,2O - 6,7Mg - 8,7Al - 17,8Si 6,4Ca - 0,6Ti - 2,7Mn - 5,9Zr	93 g – i
1186	576.595	Inclusão	61,00 69,00	437,00	Cavidade da inclusão.	93 J - l
1215	238.647	Inclusão	79,00 91,00	237,00	49,2O - 7,4Mg - 15,4Al - 11,3Si 3,9Ca - 1,0Ti - 2,8Mn - 9,0Zr	94 a – c
1215	259.469	Inclusão	70,00	185,00	O:33,2 Mg:5,3 Al:12,9 Si:13,9 Ca:7,6 Ti:1,1 Mn:3,6 Fe:10,8 Zr:11,6	94 d – f
1215	407.671	Inclusão	79,00 96,00	1015,00	56,3O - 7,9Mg - 16,4Si - 5,7Ca 0,3Ti - 2,8Mn - 5,0Fe - 5,4Zr	94 g – i
1215	621.293	Inclusão	26,00 27,00	346,00	48,4O - 5,4Mg - 11,8Al - 20,4Si 10,6Ca - 0,4Ti - 3,0Mn	94 J - m

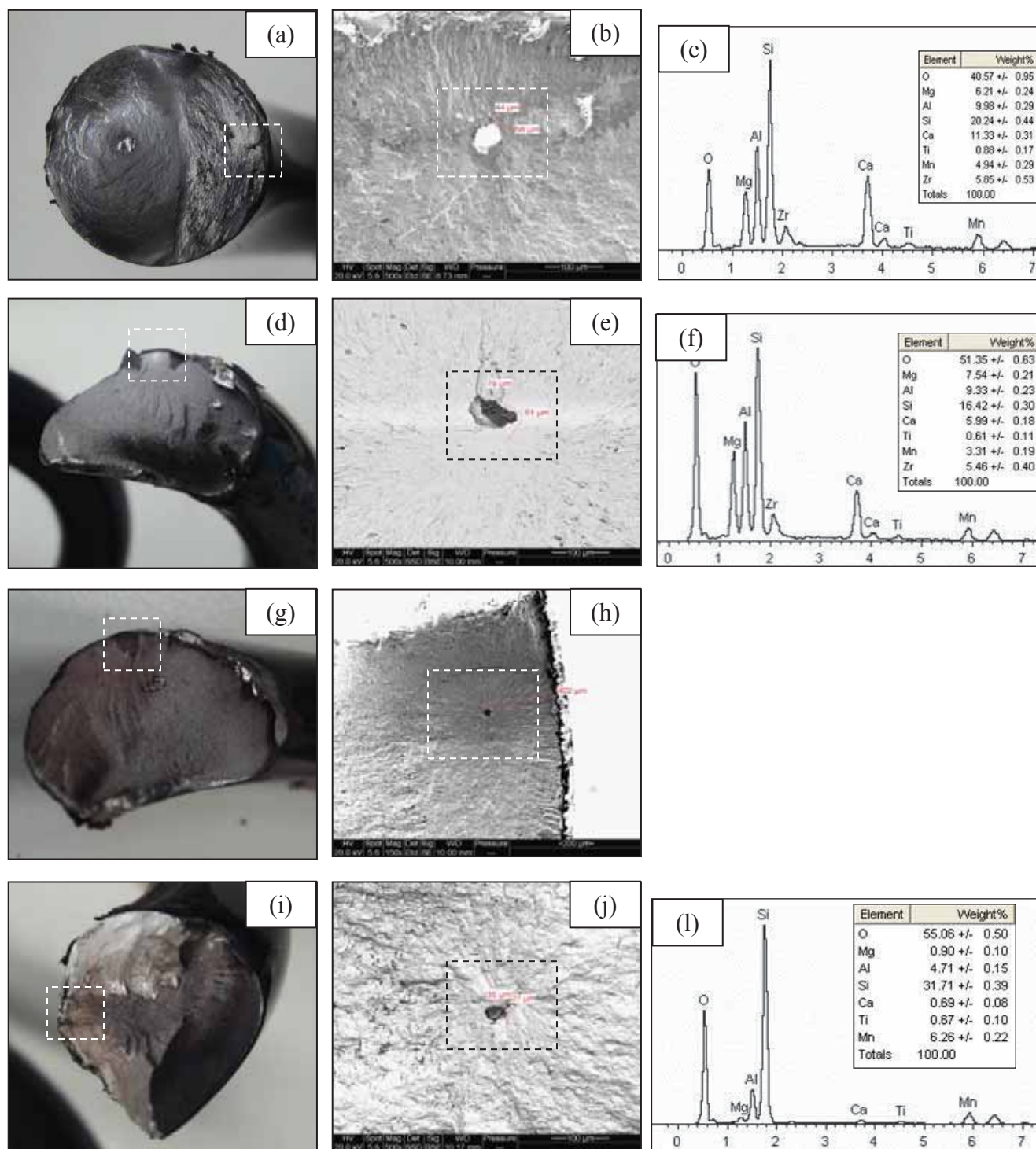


Figura 92 - Molas jateadas no processo P1, fadigadas a tensão de 1151 MPa:

(a, d, g, i) aspecto da fratura; (b, e, h, j) nucleação de trincas nas inclusões; (c, f, l) composição química da inclusão, EDS.

As indicações (quadros) mostram as origens das fraturas.

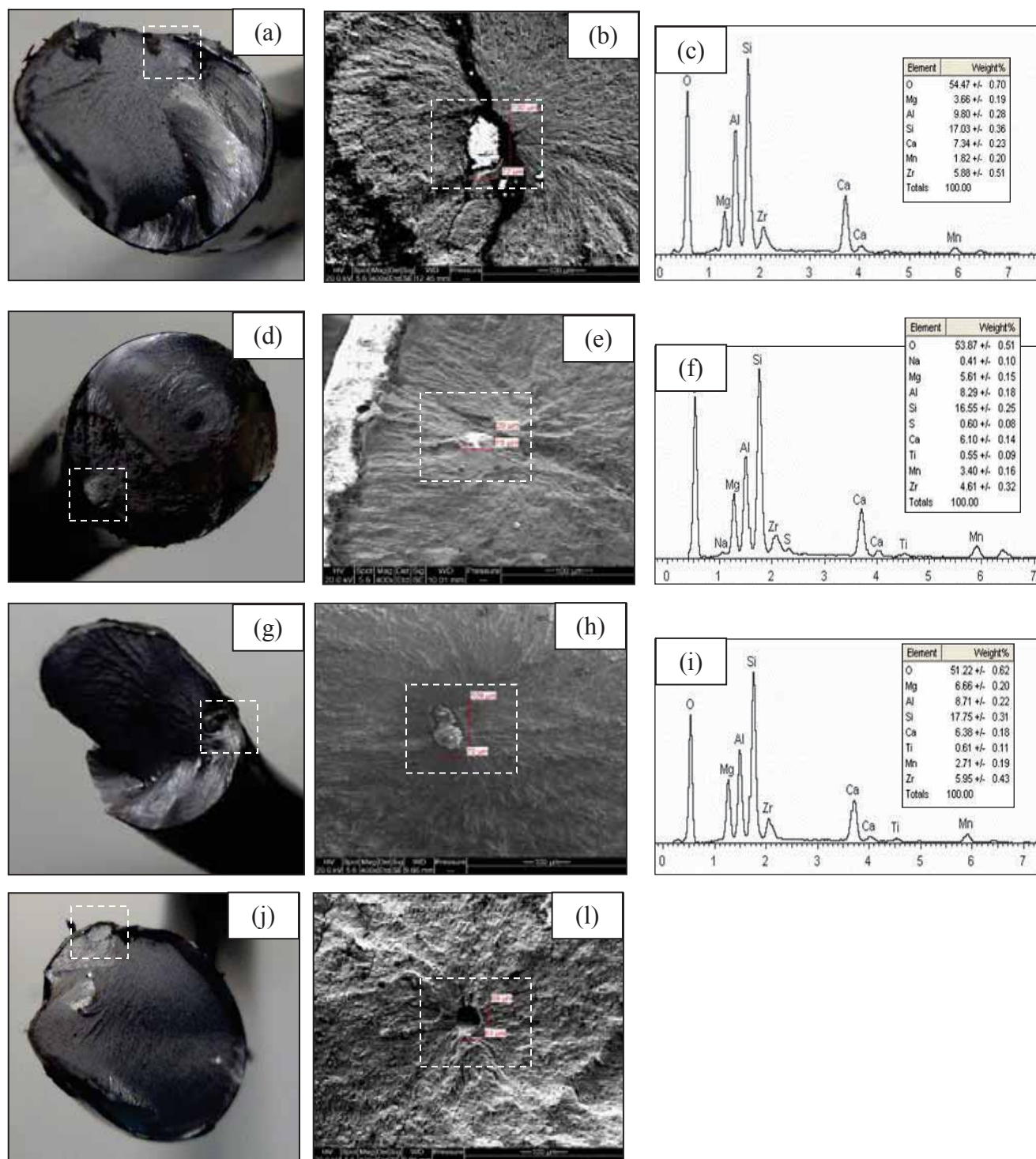


Figura 93 - Molas jateadas no processo P1, fadigadas a tensão de 1186 MPa:

(a, d, g, j) aspecto da fratura; (b, e, h, l) nucleação de trincas nas inclusões; (c, f, i) composição química da inclusão, EDS.

As indicações (quadros) mostram as origens das fraturas.

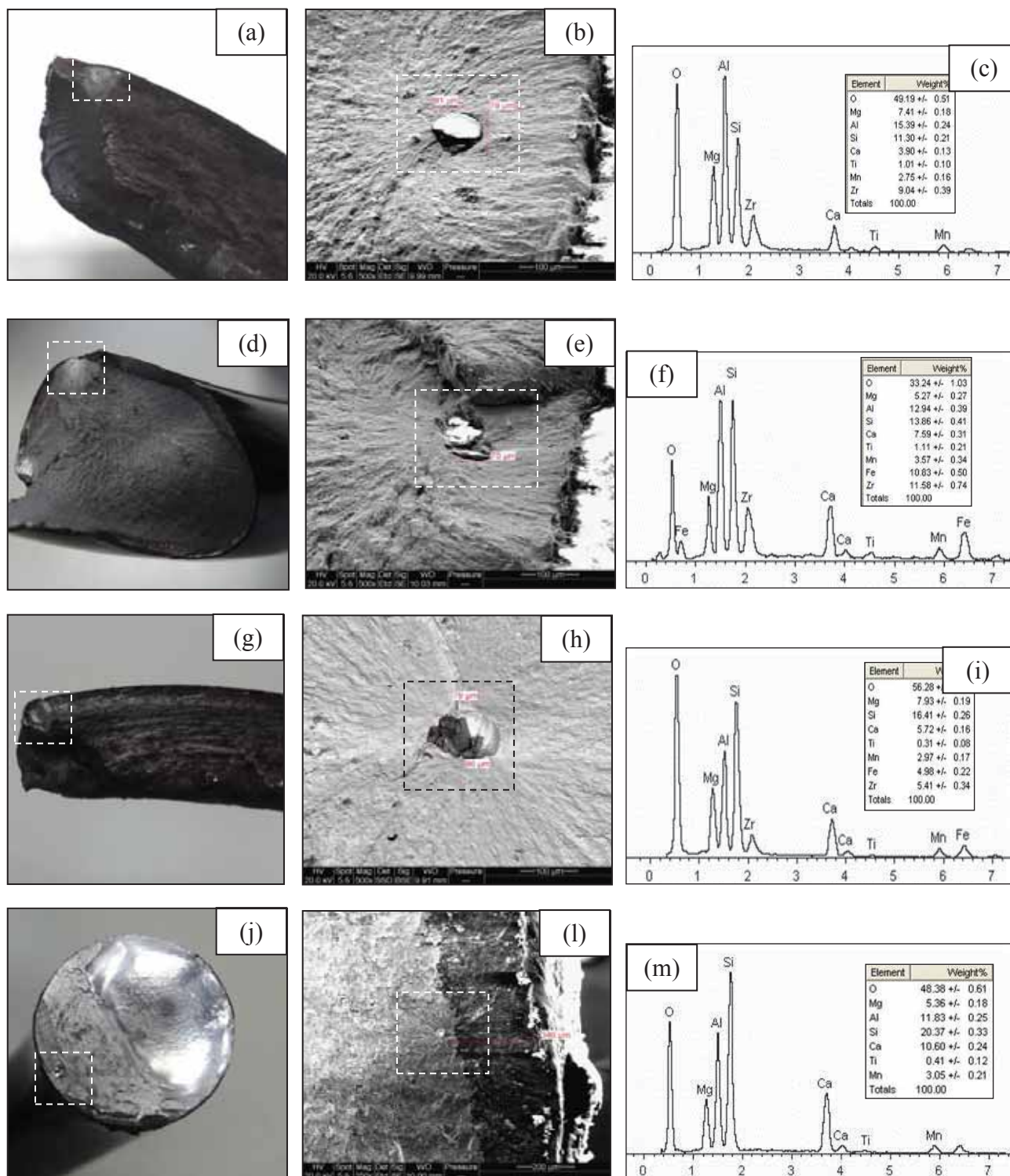


Figura 94 - Molasses jateadas no processo P1, fadigas a tensão de 1215 MPa:

(a, d, g, j) aspecto da fratura; (b, e, h, l) nucleação de trincas nas inclusões; (c, f, i, m) composição química da inclusão, EDS.
As indicações (quadros) mostram as origens das fraturas.

4.7.3 Processo com jateamento P2.

A Tabela 27 mostra os resultados do ensaio de fadiga e os resultados da análise da fratura de cada mola do processo com jateamento P2.

As molas produzidas pelo jateamento P2 apresentaram o segundo melhor desempenho em fadiga em todos os níveis de tensão aplicados. Das molas que quebraram 86 % teve como concentrador de tensão inclusões, e 14 % das molas obtiveram fratura conforme descrito na revisão bibliográfica (vide Figura 47), quebra na região interna da mola sem inclusão. As molas que obtiveram esse tipo de fratura foram as molas com maior número de ciclos, acima de 3.000.000 ciclos (3.139.784 e 3.726.382).

O processo P2 apresentou o maior valor de tensão residual máxima compressiva em comparação aos outros processos, mas a profundidade da tensão residual foi menor do que a do processo P3, que obteve o melhor desempenho em fadiga, a diferença da profundidade de tensão residual entre o processo P2 e P3 foi de 9,5 %. As Figuras 95, 96 e 97 mostram as superfícies das fraturas, indicando que a nucleação das trincas ocorreu na região interna da mola, tendo como concentradores de tensão, inclusões e regiões correspondentes a uma ou mais áreas de fronteira de contorno de grão disposto quase na mesma posição conforme descrito na revisão bibliográfica por Berger (2006), Mughrabi (2001), Tschegg (1995) e Awatani (1975).

Tabela 27 - Resultado da análise de falha das molas com jateamento P2.

Tensão aplicada (MPa)	Ciclos até a fratura	Causa da quebra	Tamanho do defeito (μm)	Distancia a superfície (μm)	Composição química (Análise de EDS)	Figura.
1151	549.288	Inclusão	53,00 57,00	266,00	31,63O - 4,28Mg - 9,10Al 16,88Si - 15,09Ca - 1,71Ti 7,11Mg - 9,27Fe - 4,95Zr	95 a – c
1151	1.603.289	Inclusão	58,00 64,00	224,00	46,47O - 7,25Mg - 8,88Al 16,77Si - 7,21Ca - 3,19Mn 7,42Zr - 2,79Fe	95 d – f
1151	2.167.550	Inclusão	31,00 44,00	569,00	Cavidade da inclusão	-
1151	3.139.784	*	-	195,00	-	95 g – i
1151	3.726.382	*	-	317,00	-	95 j – m
1186	182.934	Inclusão	25,00 47,00	362,00	50,3O - 3,8Mg - 10,1Al - 16,2Si 0,9S - 10,5Ca - 0,6Ti - 1,9Mn 5,8Zr	96 a – c
1186	409.630	Inclusão	131,00 239,00	1342,00	57,3O - 5,1Mg - 9,1Al - 16,0Si 5,6Ca - 1,8Mn - 5,2Zr	96 d – f
1186	536.392	Inclusão	81,00 100,00	258,00	54,0O - 0,9Al - 23,6Si - 0,6Cr 19,3Mn - 1,7Fe	96 g – i
1186	801.368	Inclusão	20,00 51,00	260,00	48,7O - 0,9Al - 19,9Si - 0,6Cr 21,5Mn - 8,4Fe	-
1186	1.210.998	Inclusão	32,00 39,00	219,00	Cavidade da inclusão	96 j – l
1215	596.453	Inclusão	36,00 51,00	533,00	49,2O - 2,4Mg - 13,5Al - 17,7Si 9,4Ca - 1,4Mn - 6,4Zr	97 a – c
1215	670.058	Inclusão	102,00 108,00	1559,00	43,9O - 5,6Mg - 11,0Al - 18,6Si 9,2Ca - 0,8Ti - 4,3Mn - 6,6Zr	97 d – f
1215	844.032	Inclusão	41,00 42,00	230,00	47,2O - 7,7Mg - 12,0Al - 20,5Si 9,0Ca - 0,3Ti - 3,2Mn	97 g – i
1215	1.155.668	Inclusão	37,00 63,00	1303,00	43,6O - 9,0Mg - 8,3Al - 18,3Si 6,3Ca - 1,1Ti - 4,8Mn - 8,6Zr	97 j – m

* A causa da quebra provavelmente foi uma ou mais áreas de fronteira de contorno de grão dispostas quase na mesma posição (BERGER, 2006).

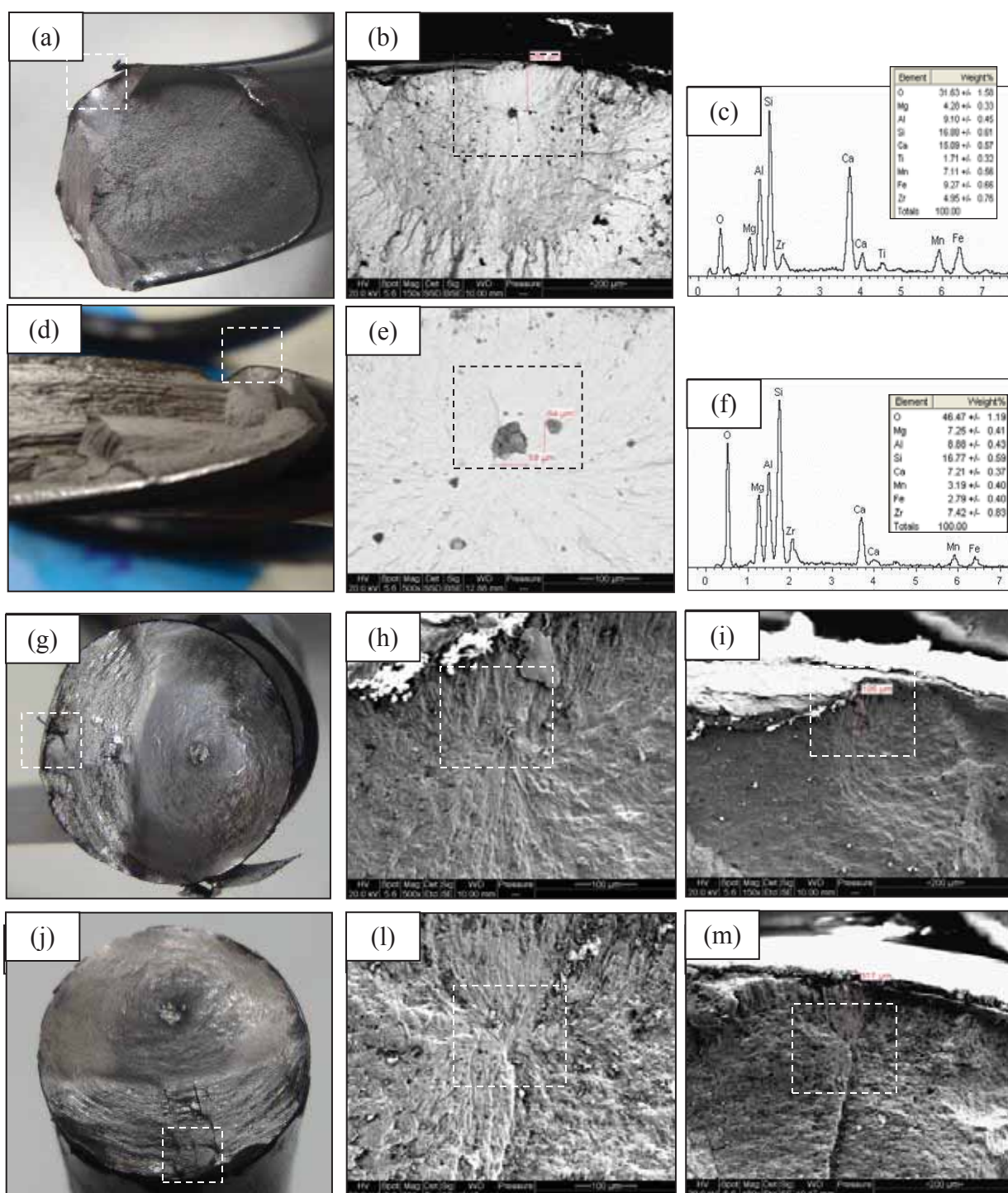


Figura 95 - Molas jateadas no processo P2, fadigadas a tensão de 1151 MPa: (a, d, g, j) aspecto da fratura; (b, e) nucleação de trincas nas inclusões; (c, f) composição química da inclusão, EDS; (h, i, l, m) quebra interna sem inclusão. As indicações (quadros) mostram as origens das fraturas.

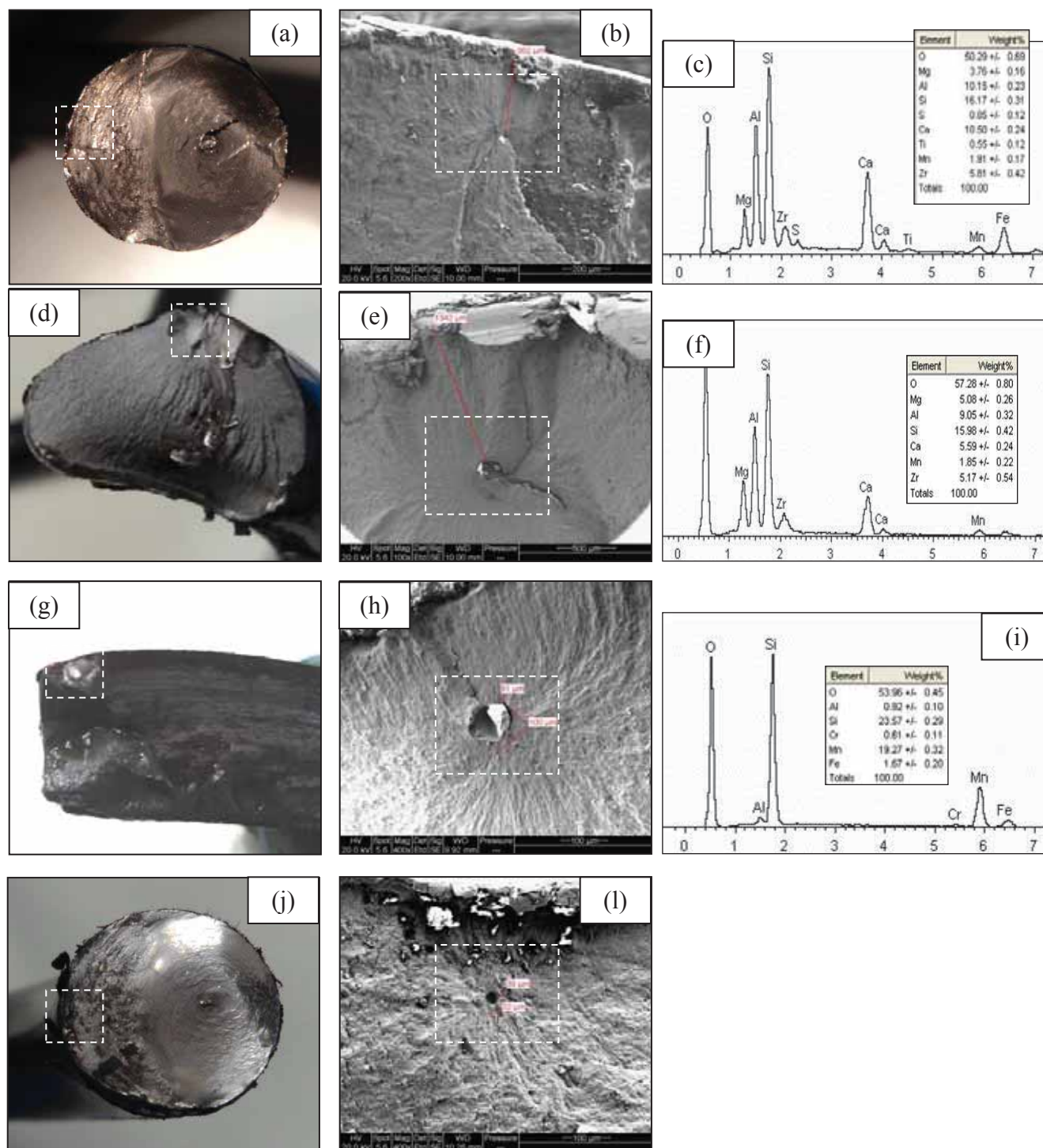


Figura 96 - Molas jateadas no processo P2, fadigadas a tensão de 1186 MPa: (a, d, g, j) aspecto da fratura; (b, e, h, l) nucleação de trincas nas inclusões; (c, f, i) composição química da inclusão, EDS. As indicações (quadros) mostram as origens das fraturas.

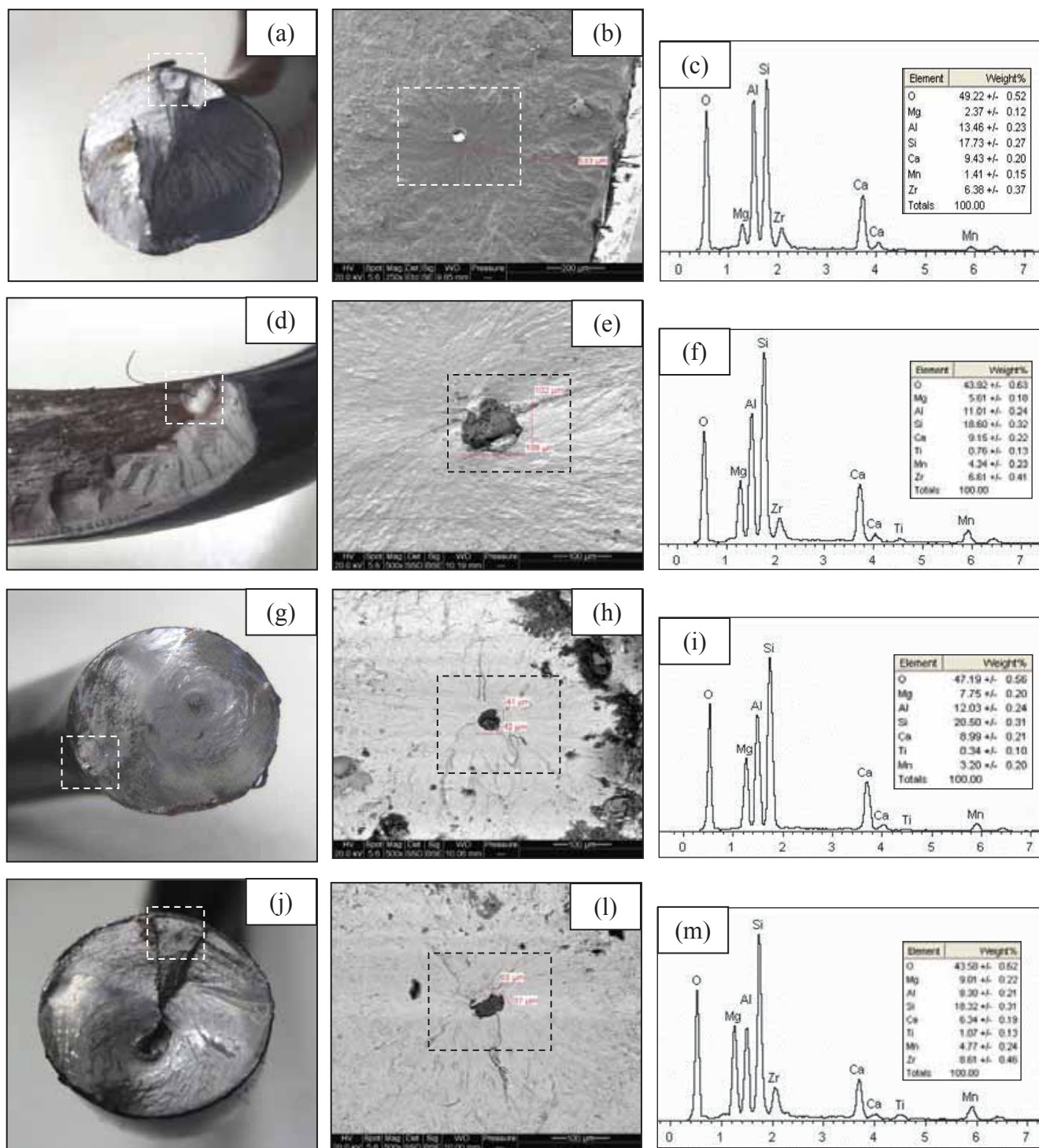


Figura 97 - Molas jateadas no processo P2, fadigadas a tensão de 1215 MPa: (a, d, g, j) aspecto da fratura; (b, e, h, l) nucleação de trincas nas inclusões; (c, f, i, m) composição química da inclusão, EDS. As indicações (quadros) mostram as origens das fraturas.

4.7.4 Processo com jateamento P3.

A Tabela 28 mostra os resultados do ensaio de fadiga e os resultados da análise da fratura de cada mola do processo com jateamento P3.

As molas produzidas pelo processo de jateamento P3 apresentaram o melhor desempenho em fadiga em todos os níveis de tensão aplicada. Apenas uma mola quebrou por trinca iniciada em inclusão, e as outras molas tiveram fratura conforme descrito na revisão bibliográfica (vide Figura 47), quebra na região interna sem inclusão, as molas que tiveram esse tipo de fratura quebraram com valores de ciclos variados, desde 1.244.702 até 3.039.162 ciclos, sendo que várias molas do processo de jateamento P1 e P2 tiveram molas quebradas com ciclos acima de 1.244.702 e a causa da quebra foi trincas iniciadas em inclusões.

O valor máximo de tensão residual compressiva no processo P3 foi o menor comparado aos processos de jateamento P1 e P2, mas em contrapartida obteve a maior profundidade de tensão residual compressiva, na ordem de 300 μm de profundidade, a mesma profundidade na qual foi detectada a origem das fraturas das molas que fraturaram conforme descrito na Figura 47 da revisão bibliográfica. As Figuras 98, 99 e 100 demonstram as análises das fraturas, indicando que a nucleação das trincas ocorreu na região interna da mola, tendo como concentradores de tensão, inclusões e regiões correspondentes a uma ou mais áreas de fronteira de contorno de grão disposto quase na mesma posição conforme descrito na revisão bibliográfica por Berger (2006), Mughrabi (2001), Tschegg (1995) e Awatani (1975).

Tabela 28 - Resultado da análise de falha das molas com jateamento P3.

Tensão aplicada (MPa)	Ciclos até a fratura	Causa da quebra	Tamanho do defeito (μm)	Distancia a superfície (μm)	Composição química (Análise de EDS)	Figura.
1151	2.105.255	*	-	Origem a 262,00 da superfície	-	98 a – c
1151	7.710.140	Sem quebra	-	-	-	-
1151	6.673.054	Sem quebra	-	-	-	-
1151	5.700.820	Sem quebra	-	-	-	-
1151	5.604.885	Sem quebra	-	-	-	-
1186	585.965	*	-	Origem a 336,00 da superfície	-	99 a – c
1186	2.045.866	Inclusão	39,00 40,00	353,00	46,2O - 8,8Mg - 10,6Al 21,5Si - 1,25Ca - 0,8Ti 10,9Mn	99 d – f
1186	2.541.493	*	-	Origem a 236,00 da superfície	-	99 g – i
1186	3.039.162	*	-	Origem a 352,00 da superfície	-	99 j – m
1215	1.244.702	*	-	Origem a 324,00 da superfície	-	100 a – c
1215	1.770.747	*	-	Origem a 294,00 da superfície	-	100 d – f
1215	2.024.756	*	-	Origem a 322,00 da superfície	-	100 g – i
1215	2.851.120	*	-	Origem a 286,00 da superfície	-	100 j – m

* A causa da quebra provavelmente foi uma ou mais áreas de fronteira de contorno de grão dispostas quase na mesma posição (BERGER, 2006).

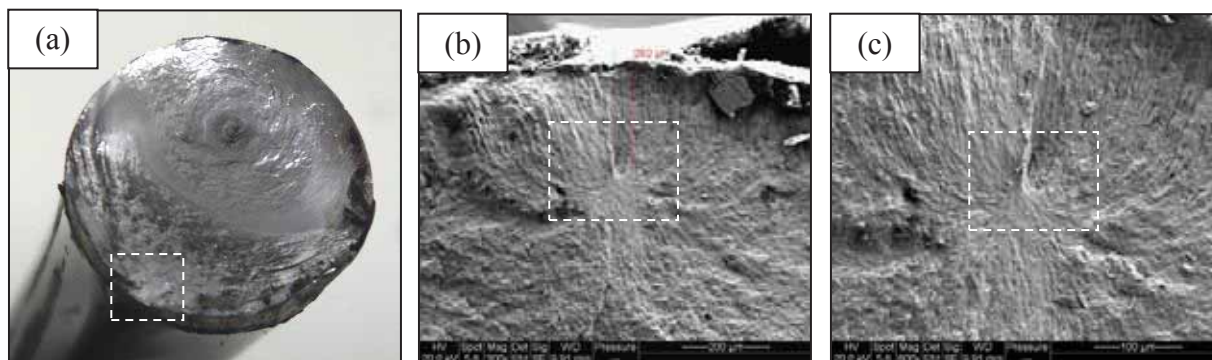


Figura 98 - Molas jateadas no processo P3, fadigadas a tensão de 1151 MPa; (a) aspecto da fratura; (b, c) nucleação de trincas.

As indicações (quadros) mostram as origens das fraturas.

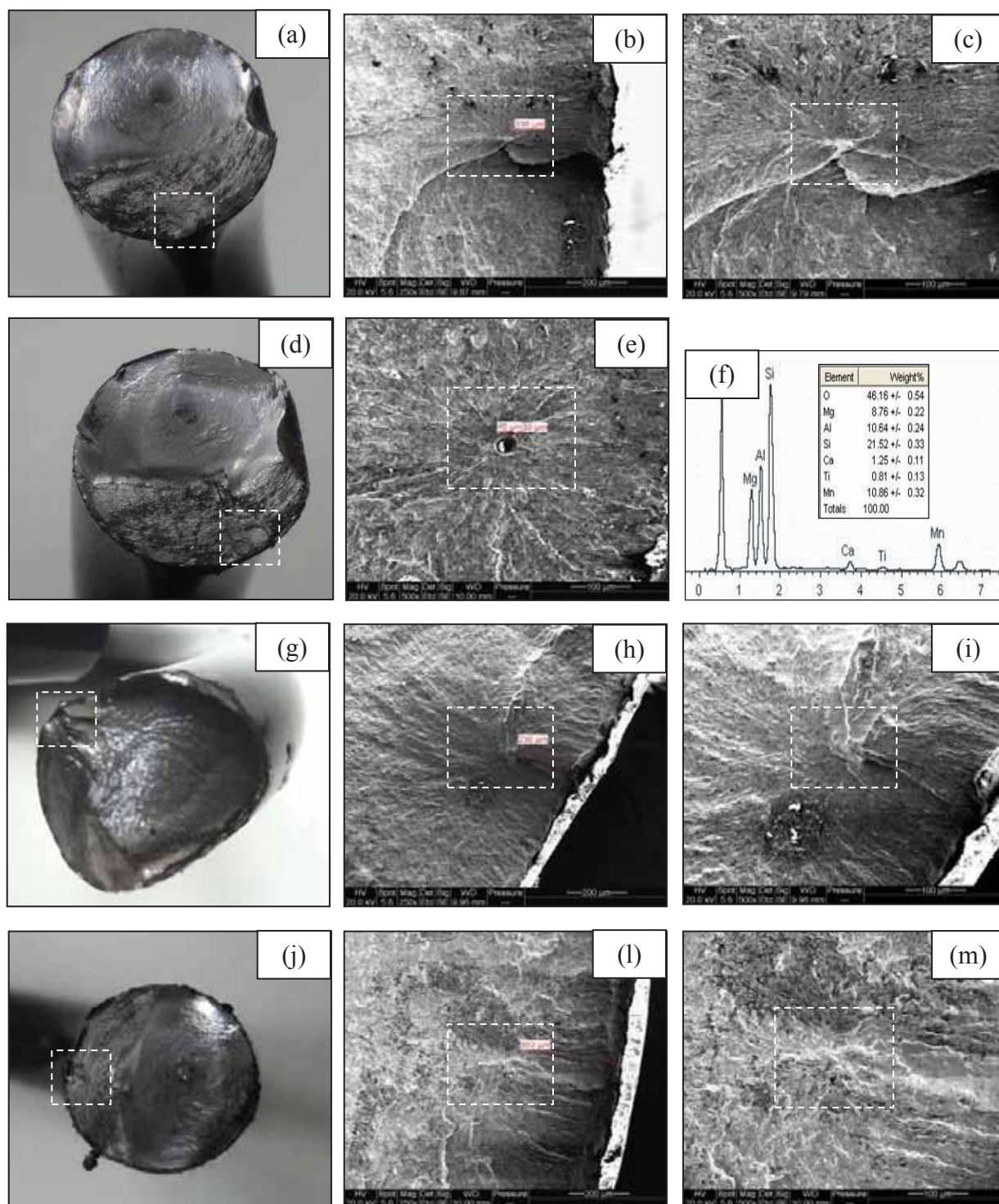


Figura 99 - Molas jateadas no processo P3, fadigadas a tensão de 1186 MPa: (a, d, g, j) aspecto da fratura; (b, c, e, h, i, l, m) nucleação de trincas; (f) composição química da inclusão, EDS.

As indicações (quadros) mostram as origens das fraturas.

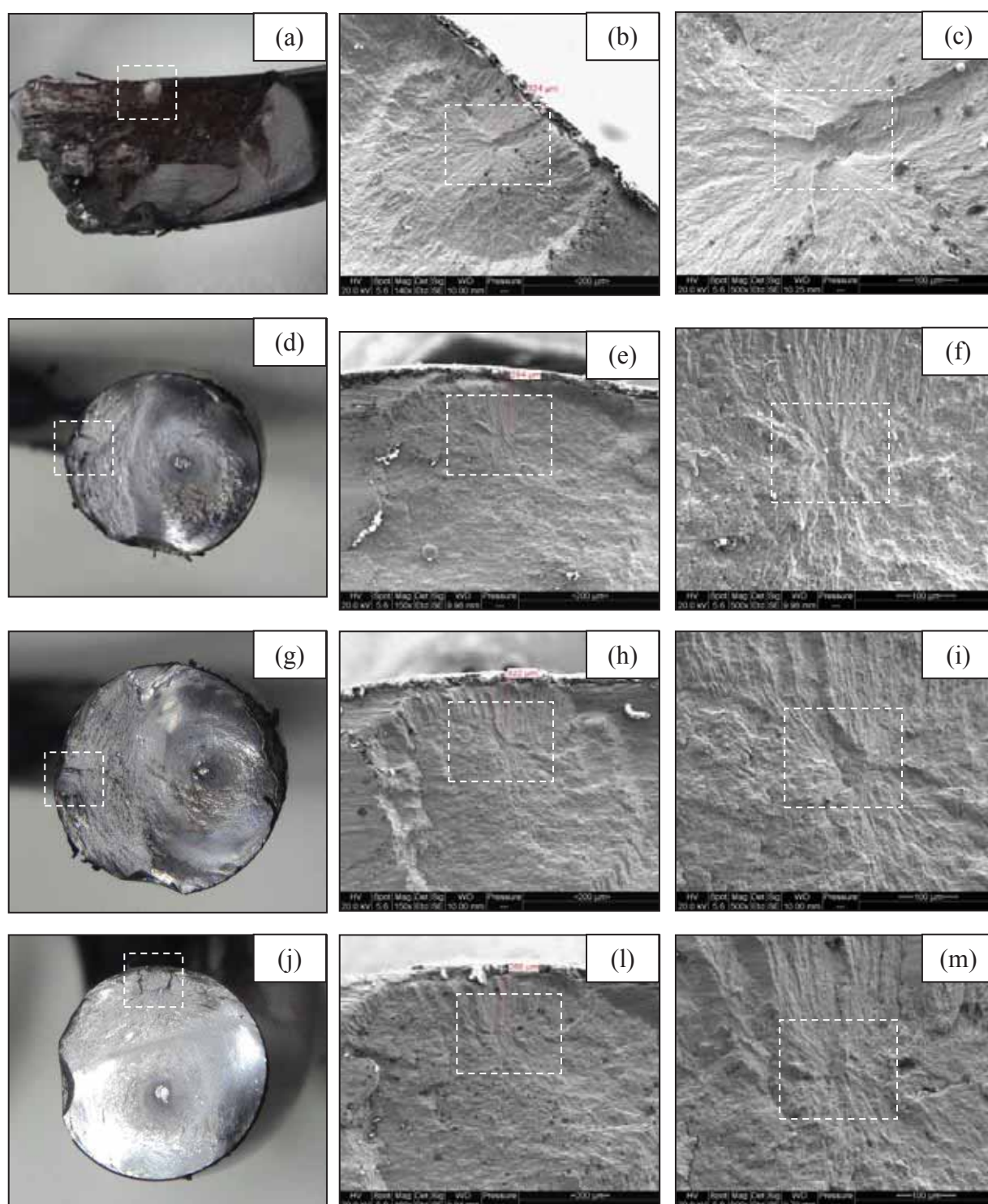


Figura 100 - Molas jateadas no processo P3, fadigadas a tensão de 1215 MPa: (a, d, g, j) aspecto da fratura; (b, c, e, f, h, i, l, m) nucleação de trincas. As indicações (quadros) mostram as origens das fraturas.

4.7.5 Análise das inclusões que causaram as falhas.

A Figura 101 mostra que as dimensões das inclusões influenciam na durabilidade das molas. Conforme mostrado na revisão bibliográfica (item 2.11), quanto menor o tamanho da inclusão e mais distante a inclusão da superfície do arame, maior tende a ser a durabilidade da mola.

Os processos de jateamento que apresentaram o maior número de quebras por nucleação de trincas nas inclusões foram os processos P1 e P2, e comparando as inclusões que geraram as quebras das molas, é observado que o fator distância entre a inclusão até a superfície e o tamanho da inclusão, os resultados são similares conforme demonstrado na Figura 101, portanto o tamanho das inclusões que geraram as quebras, assim como sua localização na mola, não interferiram na variação do número de ciclos de fadiga das molas, sendo assim, é atribuído a variação do número de ciclos aos diferentes processo de jateamento empregados nas amostras.

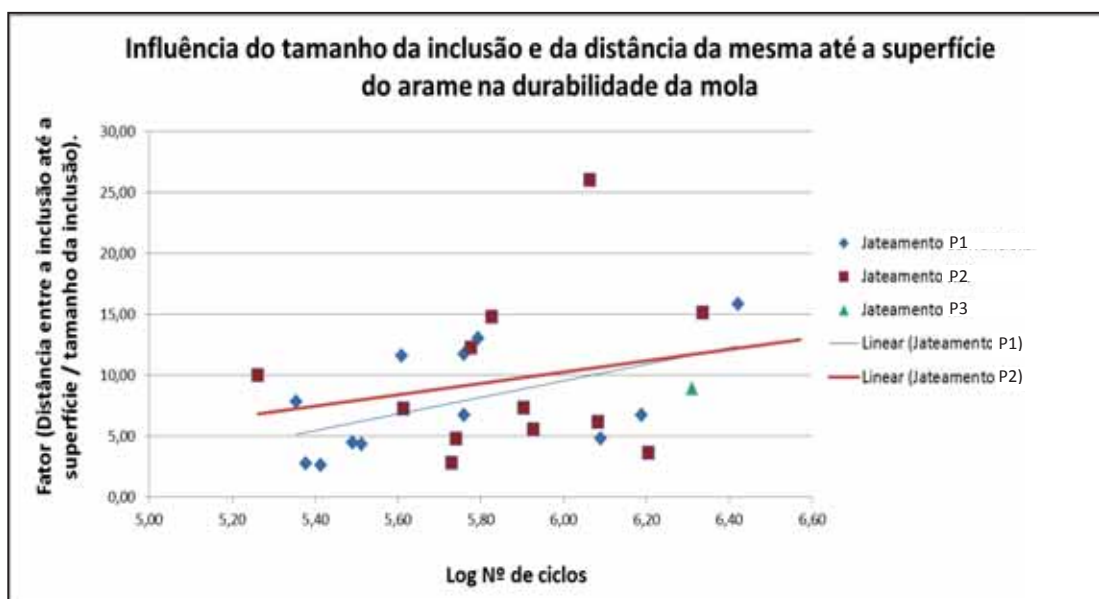


Figura 101 – Influência do tamanho da inclusão e da distancia entre a inclusão e a superfície do arame na durabilidade da mola.

A Figura 102 mostra os diagramas ternários onde estão plotados as composições químicas das inclusões que nuclearam as trincas de fadiga das molas. A análise realizada nos ternários mostra os pontos de fusão de cada inclusão, sendo a média dos pontos de fusão 1379 ± 86 °C. Portanto a composição química e o ponto de fusão das inclusões que nuclearam as trincas de fadiga não apresentam variações significativas entre elas, não sendo, portanto o

motivo da elevada diferença entre o número de ciclos das molas de cada processo de jateamento.

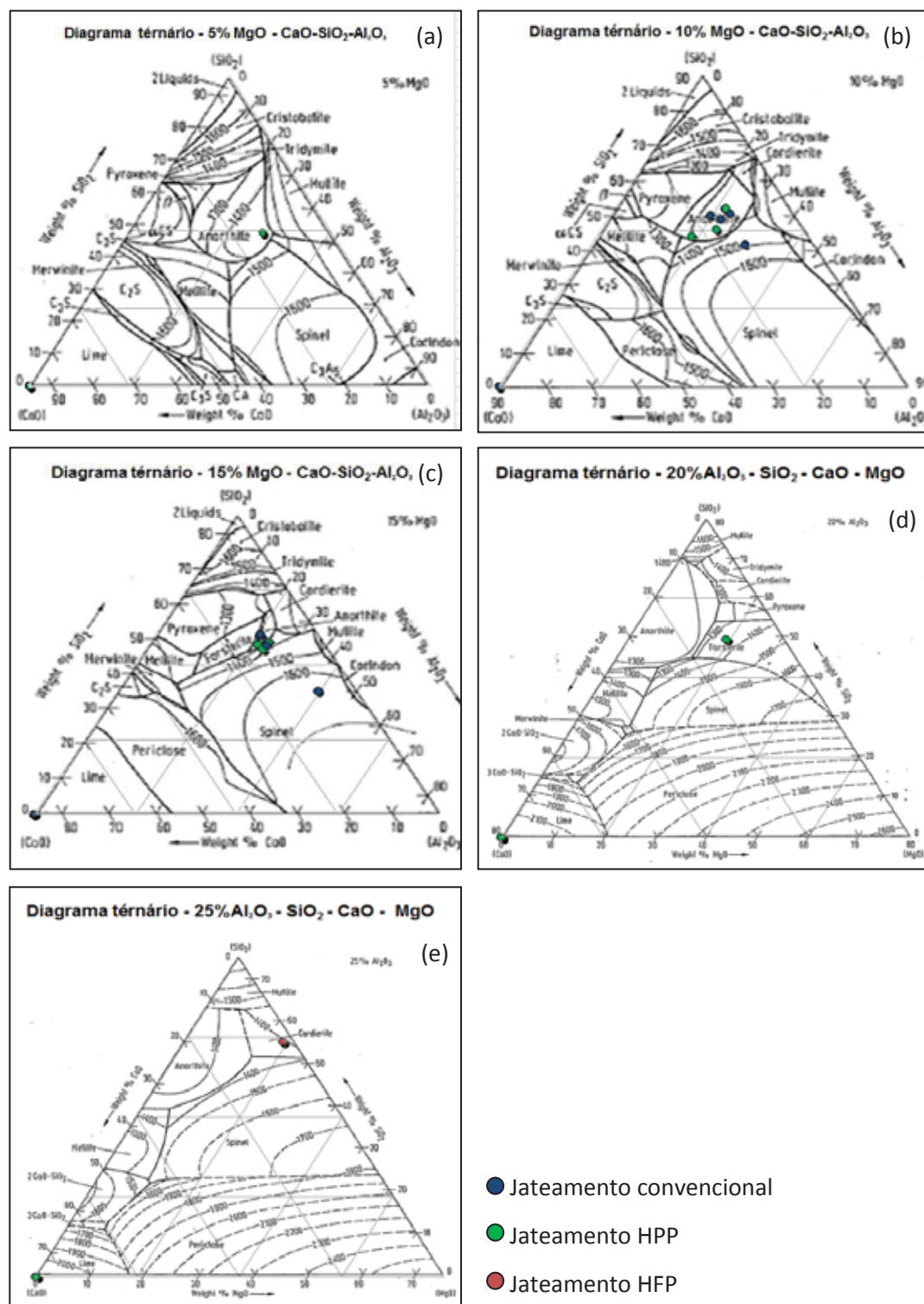


Figura 102 –Diagramas de equilíbrio ternários (a) 5 % MgO, CaO, SiO₂, Al₂O₃; (b) 10 % MgO, CaO, SiO₂, Al₂O₃; (c) 15 % MgO, CaO, SiO₂, Al₂O₃; (d) 20 % Al₂O₃, SiO₂, CaO, MgO; (e) 25 % Al₂O₃, SiO₂, CaO, MgO.

5 – CONCLUSÕES

Os efeitos benéficos do jateamento no comportamento em fadiga das molas sobrepujaram os efeitos nocivos da rugosidade superficial das molas.

O jateamento aumenta a vida em fadiga das molas significativamente e cada processo estudado obteve um desempenho diferenciado devido aos diferentes parâmetros de jateamento. O jateamento P1 aumentou a vida em fadiga em 3560 %, o processo de jateamento P2 aumentou em 5850 % e o processo P3 aumentou em 15216 %.

Comparando os processos de jateamento P1 e P2 a diferença entre eles é a temperatura da mola no 1º estágio de jateamento. No processo P2 a mola é jateada a quente e no processo P1 a mola é jateada a frio. A diferença entre os processos gerou diferentes perfis de tensões residuais, onde a máxima tensão residual compressiva e a profundidade da tensão residual compressiva do jateamento a quente (P2) é maior que a do processo com o jateamento a frio (P1) em 14 % e 19 % respectivamente. O efeito do jateamento a quente foi a elevação da vida em fadiga das molas em 64 %.

Comparando os processos de jateamento P2 e P3 a diferença entre eles é o 2º estágio de jateamento. No processo P2 a mola é comprimida e jateada com granalha de diâmetro de 0,6 mm, e no processo P3 a mola é jateada com granalha de diâmetro 0,3 mm sem compressão. A diferença entre os processo gerou diferentes perfis de tensões residuais, onde a máxima tensão residual compressiva é maior no processo P2 em relação ao processo P3 em 26 %, mas em contrapartida a profundidade da tensão residual compressiva foi maior no processo P3 do que no processo P2 em 9,5 %, como as molas do processo P3 obtiveram maior vida em fadiga do que as molas do processo P2 em 160 %, pode-se concluir que a profundidade das tensões residuais compressivas nas molas tiveram um efeito maior na vida em fadiga do que o valor da máxima tensão residual compressiva contida nas mesmas.

As molas sem jateamento falharam devido a pequenos concentradores de tensão e devido às tensões residuais trativas na superfície das molas, as molas jateadas no processo P1 e P2 falharam em sua maioria devido a trincas iniciadas em inclusões, as inclusões apesar de ter sido a causa raiz das quebras, não demonstraram interferências na comparação da vida em fadiga das molas dos processos de jateamento estudados.

As falhas obtidas no processo P3 em sua maioria obtiveram a iniciação da trinca a $301,5 \pm 39 \mu\text{m}$ de distância da superfície do arame, exatamente na profundidade de transição de tensão residual compressiva para tensão residual trativa. Esse tipo de falha não ocorreu apenas em ciclos elevados conforme descrito na literatura por Berger (2006), Mughrabi (2001), Tschegg (1995) e Awatani (1975), mas também ocorreu de forma prematura.

6 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Estudo para descobrir a verdadeira causa de falhas prematuras, tendo em vista que ocorreram em várias situações.

7 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRAFICAS

ALMEN, J. O.; BLACK, P. H. **Residual stresses and fatigue in metals**, New York: MacGraw Hill, 1963. 10 p.

ASM, Materials Engineering Institute, **Metallurgy for the non-metallurgist, heat treatment, Corse 0135 Lesson 7**. 1 ed. Ohio, EUA: ASM, 1987. 20 p.

ASM, Materials Engineering Institute, **Metallurgy for the non-metallurgist, metal forming, Corse 0135 Lesson 4**. 1 ed. Ohio, EUA: ASM, 1987. 18 p.

Associação Brasileira de Normas Técnicas NBR ISO 4287, **Termos, definições e parâmetros da rugosidade**. 3º ed. São Paulo: ABNT, 2002. 18 p.

AWATANI, J. **Fatigue of metals at ultrasonic frequency**. Osaka: Men Inst Sci Ind Res Osaka Univ, 1975. 12 p.

BEGHINI, M.; BERTINI, L.; VITALE, E. **Fatigue crack growth in residual stress fields: Experimental results and modeling**; 12 ed. Fatigue Fracture Engineering Material Structure, 2007. v. 17, 1944 p.

BERGER, C.; KAISER, B. **Results of very high cycles fatigue tests on helical compression springs**, 2 ed. Ohio: International Journal of Fatigue, 2006. v. 28. 1663 p.

CALLISTER, W. D. J. **Ciência e engenharia de materiais uma introdução**. 7 ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008. 705 p.

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.

CHIAVERINI, Vicente. **Aços e Ferros Fundidos**, 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005. 561 p.

CULLITY, B. D.; STOCK, S. R. **Elements of x-ray diffraction**. 3. ed. Mishawaka, IN, EUA: Addison-Wesley Educational, 1978. 514 p.

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

DOLAN, T. J. ; YEN, C. S. **Some Aspects of the Effect of Metallurgical Structure on Fatigue Strength and Notch Sensitivity of Steel**. EUA: American Society for Testing and Materials, 1948. 48. v. 695 p.

FATHALLAH, R. et al. **Effect of shot peening parameters on introduced residual stresses**. Baltimore, Maryland USA: Proceedings of the Fourth International Conference on Residual Stress, 1994.

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

FUCHS, H. O. **Regional tensile stress as a measure of the fatigue strength of notched parts**. Japan: Procedure of the international conference on mechanical behavior of materials, 1971. 2 v. 488 p.

FUCHS, H. O. **Shot peening stress profiles**. New Jersey, EUA: Metal Improvement Company, 1986. 17 p.

GOKYU, Isao. **Mechanical Strength of Metals**. Tokyo, Japan: United States Patent Office, 1965. 3 p.

GUROVA, T. et al; **Study of residual stress state during plastic deformation under uniaxial tension**. Rio de Janeiro: Journal of Strain Analysis for Engineering Design, 1997. 1035 p.

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

INADA, J. et al. **Technical reports of JSSR autumn meeting**. Japan: JSSR, 1996. 1 p.

INADA, J. et al. **Transactions of JSSR**. Japan: JSSR, 1997. 15 p.

KAWAGUCHI, Y. et al. **Technical reports of JSSR spring meeting**. Japan: JSSR, 1991. 27 p.

KAWAHARA, J. et al. **Advance of valve spring steel**. Japan: Nippon Steel, 2000. 10 p.

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.

KLOOS, K. ; KAISER B. **Fatigue durability properties of helical springs in dependence on coil ratio and surface condition**. Germany: International Journal of fatigue, 1977. 539 p.

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

KUMAR, D. ; SUBRAT, D. ; RADHAKRISHNAN, V. M. **Effect of shot peening on fatigue of a Ni-based super alloys**. Suécia: Scandinavian Journal of metallurgy, 1987. 4 p.

LEANDRO, C. et al. **Comparative analysis of valve spring steel for engine SAE 9258 produced by two different routes of production, tested by axial fatigue and fatigue in the wire**. SAE Technical Paper Series, 2011. 155 p.

MENDES, R. M. **Elementos de máquinas**. Setúbal: Escola Superior de Tecnologia, IPS. 2003. 14 p. 1 v.

MARTINS, S. R. **Fadiga do aço para molas de válvulas SAE 9258 produzido industrialmente por lingotamento convencional e contínuo.** 2010. 145 f. (Mestrado em Engenharia Mecânica - Materiais) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2010.

MUBEA, Ltda. Catálogo técnico, 84 p.

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

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

MUGHRABI, H. **Regarding the fatigue strength in the extremely high fracture stress cycles regime: multi-step fatigue live curve.** Germany: HTM, 2001. 6 p.

MURAKAMI, Y. **Metal Fatigue: effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions.** 1 ed. Japan: Elsevier, 2002. 369 p.

NAKANO, T. et al. **Development of high-strength suspension coil springs in which corrosion fatigue strength is important**, Detroit, Michigan, EUA: SAE, 2000. 10 p.

NIKU-LARI, A.; LU, J.; FLAVENOT, J. F. **Measurement of Residual Stress Distribution by the Incremental Hole-Drilling.** 2 ed. SESA: Experimental Mechanics - springer, 1983. v. 7. 7 p.

O HARA, P. **The prevention of stress corrosion cracking by the application of controlled shot peening.** Bournemouth, UK, Inglaterra: UK corrosion and eurocorrosion, 1994. v. 4. 10 p.

ONO, A. ; KOYAMA, H. ; TANGE, A. **Springs.** 3 ed. Japan: Maruzen, 1982. 324 p.

OSONE, T. **Proceeding of JSSR.** Japan: Japan Society of Spring Engineers, 1991. 25 p.

PAULA, R, F, V. et al. **Influência das inclusões na fadiga de molas de suspensão conforme o processo de fabricação de aço.** Joinville, Santa Catarina: 20º congresso brasileiro de engenharia e ciência dos materiais, 2012. 12 p.

PREVEY, P. S. **Problems with non-destructive surface X-ray diffraction residual stress measurement**. Indianapolis, Indiana, USA: Conference proceeding on practical applications of residual stress technology, 1991. 3 p.

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

SAARSTAHL, Ag. Catálogo técnico, 2002.

SHIMOSEKI, M.; HAMANO, T.; IMAIZUMI, T. **FEM for springs**. Japan: Japan Society of Spring Engineers, 1982. 36 p.

SOARES, M. C. B. V. **Influência das tensões residuais no comportamento em fadiga e fratura de ligas metálicas**. 1998. 116 f. (Doutorado em Ciência – Reatores Nucleares de Potência e Tecnologia do Combustível Nuclear) – Autarquia Associada à Universidade de São Paulo, IPEN, São Paulo, 1998.

TANGE, A; KOYAMA, H; TSUJI H; **The effect of warm shot peening on the fatigue strength of springs**. Japan: Japan Society for Spring Research, 2000. 5 p.

TSCHEGG, S. et al. **Fatigue and fatigue crack propagation in AlSi7Mg cast alloys under in-service loading condition**. Carolina, EUA: Int J Fatigue, 1995. 5 p.

VIERECK, D. et al, **Relaxation of residual stresses in a nickel-base super alloy due to dislocation creep**. Inglaterra: Conference paper inconel 617Ni nickel base alloys, super alloys, 1991. 10 p.

VISHAY. **Measurement of residual stresses by the hole drilling strain gauge method**. Carolina, USA, 1993.

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.

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