

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

ESCOLA DE ENGENHARIA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS, METALÚRGICA  
E DE MATERIAIS.

GUSTAVO DE OLIVEIRA DE ANTONI

*SHOT PEENING* COMO FERRAMENTA PARA MELHORIA DE DESEMPENHO DE  
COMPONENTES AUTOMOTIVOS FORJADOS.

Porto Alegre

2017

GUSTAVO DE OLIVEIRA DE ANTONI

*SHOT PEENING* COMO FERRAMENTA PARA MELHORIA DE DESEMPENHO DE  
COMPONENTES AUTOMOTIVOS FORJADOS.

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia, modalidade Acadêmica.

Área de concentração: Ciência e Tecnologia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker (*in memoriam*)

Coorientador: Prof. Dr. Afonso Reguly

Porto Alegre

2017

## UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Reitor: Rui Vicente Opperman

Vice-Reitor: Jane Fragga Tutikian

## ESCOLA DE ENGENHARIA

Diretor: Luis Carlos Pinto da Silva Filho

Vice-Diretora: Carla Schwengber ten Caten

## PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

Coordenador: Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann

Vice-Coordenador: Prof. Dr. Afonso Reguly

de Oliveira de Antoni, Gustavo.

Shot peening como ferramenta para melhoria de desempenho de componentes automotivos forjados. / Gustavo de Oliveira de Antoni. -- 2017.

89 f.

Orientador: Telmo Roberto Strohaecker.

Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Escola de Engenharia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Porto Alegre, BR-RS, 2017.

1. Shot Peening. 2. Fadiga. 3. Seleção de materiais. I.

Strohaecker, Telmo Roberto, orient..

GUSTAVO DE OLIVEIRA DE ANTONI

*SHOT PEENING* COMO FERRAMENTA PARA MELHORIA DE DESEMPENHO DE  
COMPONENTES AUTOMOTIVOS FORJADOS.

Esta dissertação foi submetida e julgada adequada para a obtenção do título de Mestre em Engenharia e aprovada em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora designada pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

---

Orientador: Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker (*in memoriam*)

Coorientador: Prof. Dr. Afonso Reguly

---

Coordenador: Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann

Aprovado: 27 /11 / 2017

BANCA EXAMINADORA

Dr. Eng. Marcelo Favaro Borges – LAMEF – UFRGS

Dr. Eng. Toni Roger Schifelbain de Lima– LAMEF – UFRGS

Prof. Dr. Rafael Menezes Nunes – UFRGS

Dedico este trabalho ao povo brasileiro que custeou  
minha formação acadêmica e que espero poder  
retribuir.

## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço em primeiro lugar, a Deus por iluminar meu caminho durante toda minha caminhada.

Aos meus pais, Luiz Paulo e Maria Amelia, pelo carinho, apoio e incentivo constante para meu desenvolvimento e capacitação.

À minha esposa, Juliana, pelo carinho e dedicação durante todo este tempo, e por me dar os dois maiores presentes que recebi da vida: Laura e Pedro.

Aos colegas Júlio Cesar Acosta Júnior, Luís Edielso Silveira, Gilson Pedroso e Peterson Duarte Diehl pelo apoio na execução dos ensaios.

Aos colegas de LAMEF, Rafael Eugênio dos Santos, Jefferson Haag, Vagner Machado da Costa, Fabiano Mattei, Mariane Chludzinski e Luciano Santana.

Aos professores Telmo Roberto Strohaecker e Afonso Reguly pela orientação e pelo apoio nos momentos de maior dificuldade durante este trabalho.

A todos estes o meu mais sincero obrigado.

*O ontem é história... o amanhã é incerto... o hoje  
é uma dádiva e por isto é chamado de presente.*

*Deepak Chopra*

## SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS .....	12
RESUMO .....	15
ABSTRACT .....	16
1. INTRODUÇÃO .....	17
2. OBJETIVOS .....	18
2.1    Objetivo Geral.....	18
2.2    Objetivos Específicos.....	18
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	19
3.1    FADIGA DE MATERIAIS. ....	19
3.1.1    Visão geral. ....	19
3.1.2    Curvas S-N.....	20
3.1.3    Fatores que influenciam a fadiga. ....	21
3.1.3.1    Fatores externos. ....	21
3.1.3.2    Fatores ligados ao componente mecânico.....	21
3.1.3.3    Fatores ligados ao material. ....	22
3.1.4    Estágios da fadiga. ....	22
3.1.4.1    Deformação plástica cíclica previamente a nucleação de trincas por fadiga. ....	22
3.1.4.2    Nucleação de uma ou mais microtrincas.....	22
3.1.4.3    Propagação ou coalescência de microtrincas. ....	23
3.1.4.4    Propagação de macrotrincas.....	24
3.1.4.5    Falha final. ....	25
3.1.5    Limite de fadiga. ....	26
3.2 <i>SHOT PEENING</i> .....	27
3.2.1    Fundamentos de <i>shot peening</i> . ....	27
3.2.1.1    Velocidade das esferas .....	27
3.2.1.2    Colisão das partículas com a superfície. ....	28
3.2.2    Distribuição de tensões residuais. ....	29
3.2.2.1    Distribuição de tensões residuais em componentes mecânicos. ....	30
3.2.2.2    Momentos fletores induzidos por <i>shot peening</i> não uniforme.....	33
3.2.3    Saturação .....	33



3.2.4	Cobertura do <i>shot peening</i> . .....	34
3.2.5	Tipos de granalha para <i>shot peening</i> .....	36
3.2.5.1	Material das granalhas. ....	36
3.2.5.2	Forma da granalha.....	37
3.2.5.3	Tamanho da granalha. ....	38
3.2.5.4	Escolha da granalha. ....	39
3.2.6	Equipamentos de <i>shot peening</i> .....	39
3.2.6.1	Fluxo de granalha.....	40
3.2.6.2	Coleta e tratamento da Granalha. ....	41
3.3	MEDIÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS USANDO DIFRAÇÃO DE RAIOS-X. 41	
3.3.1	INTRODUÇÃO .....	41
3.3.2	Mudança de espaçamento interplanar .....	42
3.3.3	Relação tensão-deformação .....	43
3.3.4	Relação entre Deformações medidas no reticulado e as tensões residuais .....	44
4.	METODOLOGIA EXPERIMENTAL .....	47
4.1	ANÁLISE DOS REQUISITOS DO COMPONENTE MECÂNICO.....	47
4.1.1	Requisitos Amplos. ....	47
4.1.2	Requisitos Específicos. ....	47
4.1.3	Requisitos do Componente Mecânico do Estudo .....	48
4.2	DETALHAMENTO DO PROCESSO DE FABRICAÇÃO ATUAL.....	48
4.3	MATERIAIS .....	50
4.4	FLUXOGRAMA METODOLÓGICO .....	50
4.5	CARACTERIZAÇÃO DA MATÉRIA-PRIMA. ....	52
4.5.1	Análise Metalográfica. ....	52
4.5.2	Análise da Composição Química.....	52
4.6	PROCESSO DE FORJAMENTO.....	52
4.7	AVALIAÇÃO DO PROCESSO DE TRATAMENTO TÉRMICO. ....	53
4.7.1	Análise Microestrutural.....	54
4.7.2	Ensaio de Dureza.....	54
4.7.3	Ensaio de Tração.....	55
4.7.4	Ensaio Charpy.....	55
4.8	PROCESSO DE USINAGEM.....	56

4.9	AVALIAÇÃO DO PROCESSO DE <i>SHOT PEENING</i> .....	57
4.9.1	Curvas de Saturação.....	57
4.9.2	Tensões Residuais Induzidas no Almen Strip.....	57
4.9.3	Tensões Induzidas nas Amostras. ....	58
4.10	AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA A FADIGA.....	58
4.10.1	Descrição do Ensaio.....	58
4.10.2	Avaliação do desempenho em Fadiga.....	59
5.	RESULTADOS.....	61
5.1	CARACTERIZAÇÃO DA MATÉRIA-PRIMA. ....	61
5.1.1	Análise Metalográfica. ....	61
5.1.2	Análise da Composição Química. ....	62
5.2	AVALIAÇÃO DO PROCESSO DE TRATAMENTO TÉRMICO. ....	63
5.2.1	Análise Microestrutural.....	63
5.2.2	Ensaio de Dureza. ....	66
5.2.3	Ensaio de Tração.....	68
5.2.4	Ensaio Charpy. ....	71
5.3	AVALIAÇÃO DO PROCESSO DE <i>SHOT PEENING</i> .....	73
5.3.1	Curvas de Saturação.....	73
5.3.2	Tensões Residuais induzidas no Almen Strip.....	74
5.3.3	Tensões Residuais Induzidas nas amostras. ....	74
5.4	AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA EM FADIGA. ....	75
6.	DISCUSSÃO DOS RESULTADOS. ....	78
6.1	CARACTERIZAÇÃO DA MATÉRIA-PRIMA. ....	78
6.2	AVALIAÇÃO DO PROCESSO DE TRATAMENTO TÉRMICO. ....	78
6.2.1	Análise Microestrutural.....	78
6.2.2	Ensaio de Dureza. ....	78
6.2.3	Ensaio de Tração.....	79
6.2.4	Ensaio Charpy. ....	81
6.3	AVALIAÇÃO DO PROCESSO DE <i>SHOT PEENING</i> .....	81
6.3.1	Curvas de Saturação.....	81
6.3.2	Tensões Residuais Induzidas no Almen Strip.....	82
6.4	AVALIAÇÃO DO DESEMPENHO EM FADIGA. ....	83
6.5	ATENDIMENTO AOS REQUISITOS DO COMPONENTE. ....	84

7. CONCLUSÕES .....	85
SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	86
REFERÊNCIAS.....	87

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Modelo de curva S-N. Fonte: (Wikipedia, 2014) .....	20
Figura 2: Modelo de Wood para nucleação de trincas Fonte: (WOOD, 1956) .....	23
Figura 3: Modelo de Neumann para nucleação de trincas. Fonte: (HOPPE, 2002). .....	24
Figura 4: Curva representativa da taxa de propagação de trincas por fadiga, $da/dN$ , em função do fator intensidade de tensões, $\Delta K$ , em escala logarítmica Fonte: (ASM, 1996). .....	25
Figura 5: Aspecto da fratura por fadiga e as estrias características do processo. Fonte: (HOPPE, 2002). .....	26
Figura 6: Ensaio de fadiga rotativa Fonte: (GARCIA, et al., 2012). .....	26
Figura 7: Granalha atingindo um componente (A) e o ponto de repouso (B). .....	28
Figura 8: Diagrama Tensão x Deformação simplificado para uma única indentação. Fonte: (KIRK, 2004) .....	29
Figura 9: Equilíbrio de forças em um componente após o processo de <i>shot peening</i> . Fonte: (KIRK, 2004). .....	30
Figura 10: Representação esquemática das tensões residuais em um componente submetido ao processo de <i>shot peening</i> em uma única face. Fonte: (KIRK, 1998). .....	30
Figura 11: Perfil de tensões residuais em um componente submetido ao processo de <i>shot peening</i> (KIRK, 1998). .....	31
Figura 12: (a) igualdade entre as áreas das seções (b) Distribuição de tensões residuais (KIRK, 1998). .....	32
Figura 13: Dimensões – em polegadas – do Almen Strip. Fonte: (KIRK, 1998). .....	33
Figura 14: Curva de saturação de <i>shot peening</i> . Fonte: (KIRK, 1998). .....	34
Figura 15: Efeito cumulativo das indentações do <i>shot peening</i> . Fonte: (KIRK, 2002). .....	35
Figura 16: Curva teórica de cobertura do <i>Shot peening</i> , com base na equação de Avrami. Fonte: (KIRK, 2002). .....	36
Figura 17: Especificação de forma da granalha de <i>shot peening</i> . Fonte: (KIRK, 1998) .....	37
Figura 18: Distribuição do tamanho de partículas da granalha S-390. Fonte: O Autor (2017) 38	
Figura 19: Representação esquemática de um equipamento de <i>shot peening</i> . Fonte: (KIRK, 1998). .....	39

Figura 20: Representação de um fluxo de granalha e sua divergência. Fonte: (KIRK, 1998).	40
Figura 21: Separação de granalha com o uso de ar. Fonte: (KIRK, 1998).	41
Figura 22: Diminuição do ângulo de difração, $\Theta$ , com a aplicação de tensão compressiva (KIRK, 2005).	42
Figura 23: Simbologia utilizada na medição de deformação com o uso de difração de raios-x (KIRK, 2005).	43
Figura 24: Disco processado por <i>shot peening</i> e as direções mais significantes (ASM, 1999).	44
Figura 25: Relação linear entre a deformação do reticulado cristalino e $\text{sen}^2\Psi$ . Fonte: (KIRK, 2005).	45
Figura 26: Informações da Figura 25 dispostas em gráfico em função do espaçamento interplanar (KIRK, 2005).	46
Figura 27: Diagrama simplificado do processo de fabricação do eixo com flange. Fonte: O Autor (2017).	48
Figura 28: Dimensões do Componente Forjado, em mm. Fonte: O autor (2017).	49
Figura 29: Dimensões do Componente Usinado. Fonte: O Autor (2017).	50
Figura 30: Fluxograma da simulação física do processo produtivo. Fonte: O Autor (2017).	51
Figura 31: Extrusão do eixo e preenchimento da matriz de forjamento. Fonte: O Autor (2017).	53
Figura 32: Local do corpo de prova para análise metalográfica. Fonte: O Autor (2017).	54
Figura 33: Dimensões do corpo de prova de tração. Fonte: O Autor (2017).	55
Figura 34: Dimensões dos corpos de prova para ensaio Charpy. Fonte: O Autor (2017).	56
Figura 35: Componente Usinado. Fonte: O Autor (2017).	56
Figura 36: Desenho esquemático da carga aplicada no componente mecânico e do momento fletor na haste. Fonte: O Autor (2017).	58
Figura 37: (a) Bancada de fadiga e (b) cronômetro do ensaio. Fonte: O Autor (2017).	59
Figura 38: Metalografia da Matéria-prima do SAE 1045H. Microestrutura formada por perlita e ferrita. Aumento de 100x, ataque Nital 4%.	61

Figura 39: Metalografia da Matéria-prima do DIN 38MnVS6. Microestrutura formada por perlita e ferrita refinada. Aumento 100x, ataque Nital 4%.	62
Figura 40: Metalografia do SAE 1045H após têmpera e revenimento. Microestrutura formada por Martensita revenida. Aumento de 500x, ataque nital 4%.	63
Figura 41: Metalografia do DIN 38MnVS6 após têmpera e revenimento. Microestrutura formada por Martensita revenida. Aumento de 500x, ataque nital 4%.	64
Figura 42: Metalografia do SAE 1045H após resfriamento em esteira. Microestrutura formada por perlita e ferrita refinada. Aumento de 100x, ataque nital 4%.	65
Figura 43: Metalografia do DIN 38MnVS6 após resfriamento em esteira. Microestrutura formada por Perlita e ferrita refinada. Aumento de 100x, ataque nital 4%.	65
Figura 44: Comparação das faixas de dureza obtidas para cada um dos aços submetidos aos dois processos de tratamento térmico. Fonte: O Autor (2017).	68
Figura 45: Comparação das faixas de limite de escoamento obtidas para cada uma das condições avaliada. Fonte: O Autor (2017).	70
Figura 46: Comparação das faixas de resistência máxima obtidas para cada uma das condições avaliadas. Fonte: O Autor (2017).	70
Figura 47: Comparação dos resultados do ensaio Charpy com entalhe em “V”. Fonte: O Autor (2017).	72
Figura 48: Curvas de saturação do processo de <i>shot peening</i> e variação de deflecção do Almen Strip. Fonte: O Autor (2017).	73
Figura 49: Resultados do desempenho em fadiga para os materiais sem <i>shot peening</i> .	76
Figura 50: Resultados do desempenho em fadiga para os materiais com <i>shot peening</i> .	77
Figura 51: Comparação das durezas obtidas com os limites de especificação do componente.	79
Figura 52: Comparação dos resultados de Limite de Escoamento e a especificação do componente.	80
Figura 53: Comparação dos resultados de Limite de Resistência e a especificação do componente.	80
Figura 54: Comparação dos resultados do ensaio charpy e a especificação do componente.	81
Figura 55: Curva de Cobertura calculada pela equação de Avrami.	82
Figura 56: Resultados do ensaio de Fadiga e especificação do componente.	83

## RESUMO

O objetivo deste trabalho foi estudar diferentes rotas de fabricação de um componente automotivo e avaliar quais destas rotas permitiriam o atendimento dos requisitos técnicos com possibilidade de redução dos custos de fabricação. Os fabricantes de autopeças estão inseridos em um mercado de alto risco e elevada competitividade, assim, estes fabricantes, arcam com diversos custos para atendimento de requisitos, em alguns casos exigentes em demasia e desnecessários, por parte do cliente. O foco de componentes automotivos deve se basear em requisitos de natureza mecânica, como resistência a tração, resistência ao impacto, resistência a fadiga, etc. O desempenho mecânico de um componente depende de seu processo de fabricação e da matéria-prima utilizada, sendo estes os dois fatores de maior importância e representatividade no custo de fabricação de um componente. O processo de fabricação de um componente mecânico específico foi simulado fisicamente com duas matérias primas alternativas disponíveis no fabricante e com dois tratamentos térmicos distintos, além da utilização de *shot peening* no final do processo, gerando 8 diferentes rotas de fabricação. Foram avaliados os aços SAE 1045H e DIN 38MnVS6 como opções de matéria-prima alternativa, além dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento e resfriamento em esteira. Foram realizadas análises de composição química e microestrutural para cada aço e tratamento térmico, além de avaliação de dureza, resistência a tração, resistência ao impacto, análise de tensões residuais e desempenho em fadiga. Os requisitos de dureza e resistência mecânica foram satisfatórios para todas as condições, exceto para o SAE 1045H com resfriamento em esteira. O desempenho em fadiga dos materiais sem *shot peening* não foram satisfatórios, apenas para o DIN 38MnVS6 com resfriamento em esteira apresentou desempenho próximo ao esperado, sendo todas rotas de fabricação sem *shot peening* reprovadas. Para os materiais com *shot peening*, apenas o SAE 1045H apresentou resultado insatisfatório, os demais materiais atenderam a especificação de fadiga.

Pôde ser observada a influência das tensões residuais superficiais compressivas no desempenho em fadiga do componente, além disto, foi verificado a possibilidade de produzir o componente em três diferentes rotas de produção, podendo gerar uma redução de custo de até 12%.

Palavras chave: *shot peening*, fadiga, seleção de materiais.

## ABSTRACT

The aim of this work was to study different manufacturing routes of an automotive component and, meantime, evaluate which of these routes would allow the fulfillment of technical requirements with the possibility of reducing manufacturing costs. Auto parts manufacturers are placed in a high-risk and highly competitive market, in addition to shouldering costs to meet requirements in some demanding and, sometimes, unnecessary cases by the customer. The focus of automotive components should be based on requirements of a mechanical nature, such as tensile strength, impact resistance, fatigue resistance, etc. The mechanical performance of a component depends on the manufacturing process and raw material used, these being the two most important factors in the representation and manufacturing cost of a component. The manufacturing process of a particular mechanical component was physically simulated with two alternative materials, both available from the manufacturer with two different heat treatments, in addition to the use of *shot peening* by the end of the process, generating eight different manufacturing routes. Were evaluated the SAE 1045H steel and DIN 38MnVS6 as an alternative raw material, in addition to heat treatment of quenching and tempering, the current process, and forced air cooling. Chemical and microstructural analysis of each steel composition and heat treatment were performed, in addition to evaluation of hardness, tensile strength, impact resistance, analysis of residual stresses and fatigue performance. The requirements of mechanical properties were satisfactory for all conditions except for the SAE 1045H air-cooled. The fatigue performance of materials without *shot peening* were not satisfactory, only for DIN 38MnVS6 air cooled the performance was close to the specification, so all manufacturing routes without *shot peening* were disapproved. For materials with *shot peening*, only the SAE 1045H presented non-satisfactory result, other materials attended fatigue specification.

It was observed the influence of surface compressive residual stresses in the component fatigue performance, furthermore, it was verified the possibility of producing the component three different routes, allowing a cost reduction up to 12%.

Keywords: *shot peening*, fatigue, materials selection



## 1. INTRODUÇÃO

A estrutura de transportes no Brasil é focada em rodovias e, segundo estudos da ANTT, existe uma sobrecarga no transporte rodoviário, o qual corresponde a 58% do volume de cargas do país.

Assim, o escoamento da produção nacional se dá, em grande parte, com o uso de caminhões. Independente do ramo de produção, seja agronegócio, autopeças, veículos automotores, bens de consumo, implementos agrícolas ou rodoviários, aproximadamente 60% desta produção passa por transportes rodoviários.

Os fornecedores de componentes automotivos estão inseridos em um mercado de alta competitividade, no qual a sobrevivência da empresa está focada no seu controle e redução de custos para garantia e aumento da margem de lucro, uma vez que o preço do componente é, praticamente, imposto pela montadora de veículos.

Além disto, algumas montadoras contemplam em seus contratos de compra cláusulas com preços iniciais já definidos e descontos progressivos ao longo dos anos de fornecimento, o que obriga o fornecedor a constantemente rever seus custos de fabricação.

Diante destes desafios impostos pelas montadoras, os produtores de autopeças trabalham para maximizar o volume de produção dos componentes comprados. Para grandes lotes, é possível diluir custos de preparação de máquina, mão-de-obra, e controle de qualidade, o que representa uma estratégia de aumento de competitividade para o fabricante.

Além dos requisitos comerciais, há a exigência do cumprimento dos requisitos técnicos de fabricação do componente, os quais são rigorosos, porém muitas vezes inflexíveis e sem fundamento.

Os requisitos técnicos são agrupados em normas da montadora que definem o processo de fabricação, material utilizado, tolerâncias dimensionais, propriedades mecânicas especificadas e ensaios de controle de qualidade do produto.

A proposta deste trabalho é mostrar que diferentes rotas de fabricação podem atender os requisitos fundamentais do cliente e com menor custo ao fabricante. Além disto, as montadoras devem se focar nos requisitos baseados em propriedades mecânicas, deixando a matéria-prima e o processo de fabricação sob responsabilidade do fornecedor, podendo este oferecer mais de uma opção para fabricação do componente e gerar mais opções de preço ao componente.

## 2. OBJETIVOS

Os objetivos deste trabalho estão segmentados em dois grupos, o objetivo geral do trabalho e os objetivos específicos desta pesquisa.

### 2.1 Objetivo Geral

A principal meta deste trabalho é evidenciar que um componente automotivo pode ser fabricado em mais de um processo de fabricação sem comprometer suas propriedades mecânicas e o desempenho em fadiga.

### 2.2 Objetivos Específicos

Como objetivos específicos deste estudo estão listados: O uso de shot peening para melhorar o desempenho em fadiga de um componente mecânico eliminando a operação de retífica e, também, eliminar a operação de tratamento térmico com o uso de um aço microligado.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 FADIGA DE MATERIAIS.

##### 3.1.1 Visão geral.

A fadiga é um fenômeno no qual um componente mecânico submetido a um carregamento dinâmico vem a falhar sob a ação de uma tensão inferior a sua resistência estática, ou seja, componentes falham pela ação de carregamentos cíclicos e representam, aproximadamente, noventa por cento das falhas em serviço com causas mecânicas (DIETER, 1988).

Falhas por fadiga são o resultado de três fatores atuando simultaneamente, são eles: cargas cíclicas, tensões trativas e deformação plástica. Se algum destes fatores não estiver presente, não haverá a nucleação de trincas e, conseqüentemente, não haverá a falha por fadiga (HOPPE, 2002).

Além disto, o estudo do fenômeno de fadiga se tornou cada vez mais importante a medida que foram desenvolvidos mais equipamentos sujeitos a carregamentos cíclicos e a vibração, como automóveis, aviões, compressores, bombas, etc (DIETER, 1988).

Basicamente, o mecanismo da fadiga é o crescimento de uma trinca em um componente a cada ciclo de um carregamento mecânico (LIU, et al., 2010), ou seja, o carregamento cíclico provoca uma mudança estrutural localizada e progressiva que acaba levando o componente a falha (FÉ, 1992) (ASM, 1996).

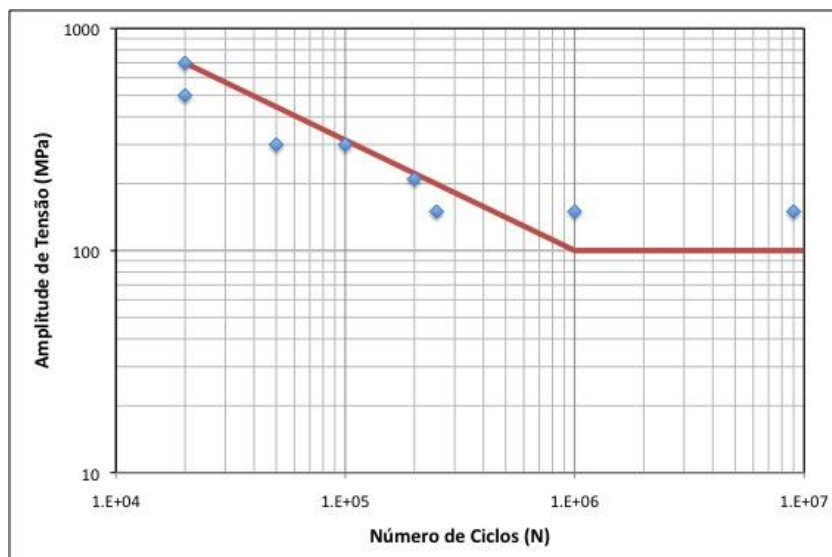
Alguns autores definem, de forma resumida, o fenômeno de fadiga como subdividido em três estágios, sendo eles: nucleação, propagação e ruptura. Os dois primeiros ocupam, praticamente, toda a vida do componente mecânico, já o terceiro, ocorre de forma catastrófica no momento em que a trinca atinge um tamanho tal, que a seção transversal remanescente no componente não resiste a carga aplicada e falha (MALCHER, 2006). Adiante, o processo será detalhado com um número maior de estágios (WOOD, 1956) (PETRACCONI, 2008).

Praticamente, apenas a tensão de tração é responsável por nuclear e propagar trincas ao longo da seção transversal de um componente, ao passo que a tensão compressiva fechará as trincas e não causará dano (LIU, et al., 2010), a menos que esta venha a gerar uma tensão trativa localizada em outra região do componente (HOPPE, 2002).

### 3.1.2 Curvas S-N.

August Wöhler foi um engenheiro alemão que viveu de 1819 a 1914 e que dedicou muitos anos de suas pesquisas para explicar os motivos pelos quais componentes mecânicos falhavam sob a ação de tensões cíclicas, porém consideravelmente inferiores ao limite de resistência do material. Em seus estudos, Wöhler conseguiu obter relações entre variáveis fundamentais para o comportamento em fadiga de materiais, como a relação entre o nível de tensão do carregamento mecânico e o número de ciclos aplicados (MALCHER, 2006), estas relações são chamadas de curvas S-N ou curvas de Wöhler e, atualmente, são o método básico de representação de dados experimentais de fadiga (PETRACCONI, 2008).

As curvas S-N mostram qual o número N de ciclos que um material suportaria até a fratura para uma dada tensão, ou amplitude de tensão, S aplicada, como mostra a Figura 1 (Wikipedia, 2014) (LIMBERGER, 2000).



**Figura 1: Modelo de curva S-N. Fonte: (Wikipedia, 2014)**

As curvas S-N, em sua grande maioria, mostram as tensões nominais, ou seja, não é levado em consideração nenhum concentrador de tensões. Além disto, a maioria das curvas foi feita com carregamento de flexão alternada, onde a tensão média é zero (DIETER, 1988).

A obtenção experimental de uma curva S-N consiste em executar diversos ensaios mecânicos em diversos corpos de prova, assim, é possível determinar a vida do componente para cada amplitude de tensão aplicada (MALCHER, 2006) (PETRACCONI, 2008).

A Figura 1 mostra que quanto maior é a amplitude de tensão aplicada, menor é o número de ciclos que o material suporta. Nestes diagramas é possível notar que para um dado valor de tensão, a curva se torna uma linha horizontal. Abaixo deste valor de tensão, qualquer amplitude de tensão aplicada resulta na chamada vida infinita em fadiga, ou seja, o carregamento mecânico não leva o componente a falha (ASM, 1996) (LIMBERGER, 2000).

### 3.1.3 Fatores que influenciam a fadiga.

O fenômeno da fadiga é influenciado, de forma atenuante ou de forma agravante, por diversos fatores. Abaixo são apresentados alguns deles, divididos em fatores externos, fatores ligados ao componente mecânico, ou de projeto, e fatores relacionados ao material (ASM, 1996) (KIRK, 2007).

#### 3.1.3.1 Fatores externos.

Os fatores externos que podem influenciar a Fadiga são, por exemplo, as condições de trabalho em que o componente permanece, levando em consideração a vibração, sobrecarga, desgaste e influência do meio ambiente como: corrosão, temperatura elevada e/ou fadiga térmica (ASM, 1996).

Além dos fatores acima mencionados, é possível que ocorra a formação de trincas que não sejam originadas por fadiga, como, por exemplo, trincas de têmpera (ASM, 1996).

#### 3.1.3.2 Fatores ligados ao componente mecânico.

O componente mecânico em si pode apresentar fatores que contribuem, normalmente de forma agravante, para a vida em fadiga. Estes fatores são, principalmente, geométricos de projeto e que podem gerar concentradores de tensão, como entalhes, rasgos, raios de concordância e mudança brusca de seção (DIETER, 1988).

Ainda ligado ao componente e ao projeto deste, a seleção inadequada do material pode contribuir para a falha em fadiga quando o material não apresenta a resistência mecânica adequada ao projeto (MALCHER, 2006).

Além disto, entalhes geométricos danosos à vida em fadiga de um componente podem ser gerados por problemas no processo de fabricação do próprio componente como riscos de usinagem, defeitos de soldagem, pré-trincas geradas por retífica (MALCHER, 2006).

### 3.1.3.3 Fatores ligados ao material.

A falha em fadiga pode ser ocasionada por fatores ligados ao próprio material do componente mecânico, mesmo este sendo selecionado de forma adequada (FÉ, 1992).

Um componente que passa por um processo de têmpera e revenimento pode apresentar uma microestrutura inadequada para sua aplicação. Seja se houver problemas no resfriamento da têmpera, ou ainda se o revenimento for executado em uma temperatura muito baixa, o que acaba fragilizando o material (OHTA, 2017).

Peças forjadas a quente apresentam desempenho diferente em fadiga de acordo com a orientação e continuidade das linhas de fibragem (SURIS, 2012);

A quantidade de inclusões e seu tipo podem gerar concentradores de tensão que acabam favorecendo a falha por fadiga (HARADA, et al., 2013).

As tensões residuais do processo de fabricação influenciam diretamente na vida em fadiga do componente, uma vez que se somam ao carregamento mecânico externo (tensões residuais trativas) ou se opõem ao carregamento (tensões residuais compressivas (DIETER, 1988)).

### 3.1.4 Estágios da fadiga.

O processo de falha por fadiga pode ser dividido em cinco estágios (WOOD, 1956).

#### 3.1.4.1 Deformação plástica cíclica previamente a nucleação de trincas por fadiga.

Neste estágio, um componente mecânico, mesmo que isento de qualquer tipo de concentrador de tensões, pode apresentar a formação de microtrincas, se houver amplitude de deformação plástica suficientemente alta para isto (LIMBERGER, 2000).

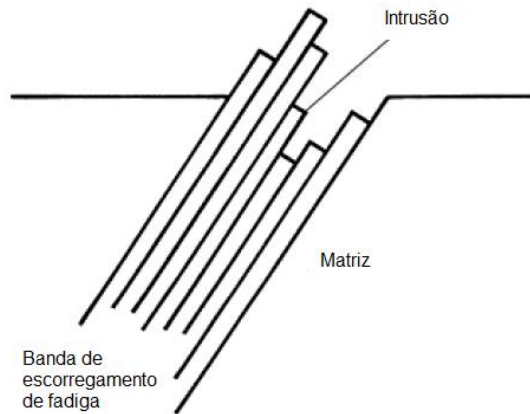
Quando uma discordância emerge a superfície da peça é criada uma banda de deslizamento de um vetor de Burgers, a qual é eliminada no carregamento reverso. Porém, como o deslizamento ocorre em diversos planos, ocorre o acúmulo de planos de deslizamento em uma região localizada, criando intrusões e extrusões na superfície (WOOD, 1956).

#### 3.1.4.2 Nucleação de uma ou mais microtrincas.

A nucleação de trincas de fadiga foi observada ocorrendo ao longo de bandas de deslizamento, em contornos de grão, em partículas de segunda fase e em suas interfaces com a

matriz e em inclusões. Sua formação é idêntica ao modelo de Wood para crescimento de intrusões. À medida que estas aumentam e ocorre a formação de mais intrusões, dá-se a nucleação de trincas (WOOD, 1956).

A Figura 2 mostra o modelo proposto por Wood para nucleação de trincas.



**Figura 2: Modelo de Wood para nucleação de trincas Fonte: (WOOD, 1956)**

Outro modelo de nucleação de trincas é o de Neumann, o qual sugere que as trincas se formam a partir de escorregamentos alternados entre planos.

A Figura 3 contém a representação do modelo de Neumann.

#### 3.1.4.3 Propagação ou coalescência de microtrincas.

Uma trinca de fadiga precisa ter um certo comprimento para que possa ser observada ou detectada, assim, algum crescimento de trinca sempre ocorre antes dos ciclos necessários para "nucleação" relatados na literatura, como consequência de tensões ou deformações plásticas cíclicas acima do limite de fadiga, as microtrincas iniciais crescem ou coalescem até que uma macrotrinca possa ser formada (MALCHER, 2006).

O número de microtrincas que se formam durante a fadiga depende da amplitude de tensão ou deformação plástica. Para altas amplitudes, muitas trincas se formam, e a coalescência através de contornos de grãos é o modo dominante de crescimento microtrincas (MALCHER, 2006).

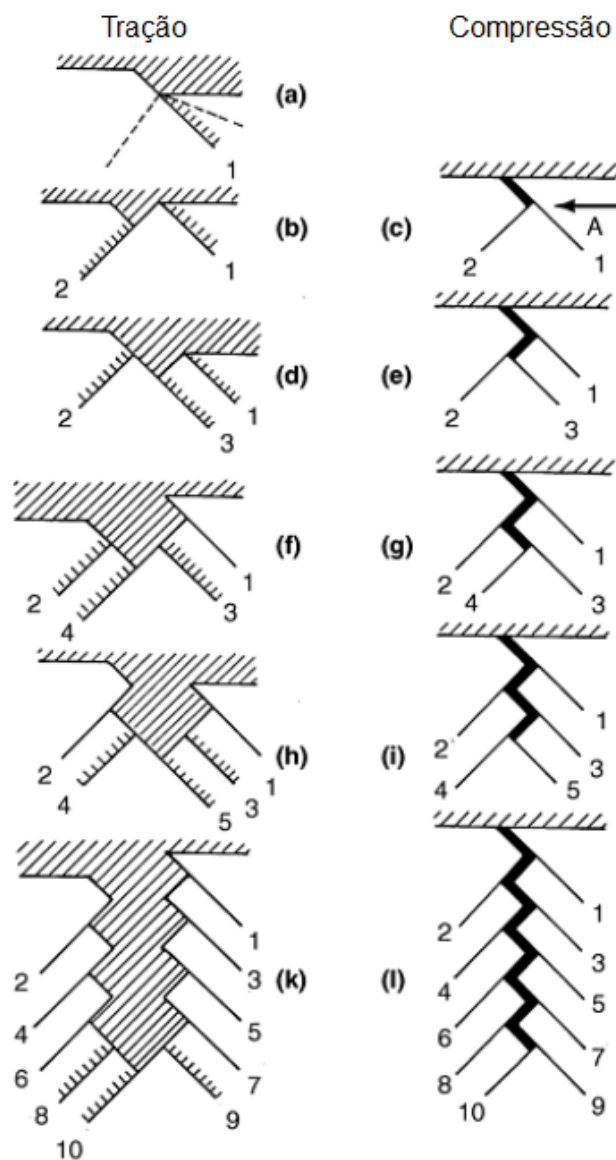


Figura 3: Modelo de Neumann para nucleação de trincas. Fonte: (HOPPE, 2002).

#### 3.1.4.4 Propagação de macrotrincas.

Uma vez que uma macrotrinca com extensão de alguns poucos milímetros tenha se formado, o fator intensidade de tensões,  $\Delta K$ , se torna o parâmetro controlador da taxa de propagação, sob a condição de que apenas deformação de pequena magnitude ocorra na extremidade da trinca (ASM, 1996).

Aqui  $\Delta K$  é dado por  $\Delta\sigma \sqrt{a f(g)}$ , onde:

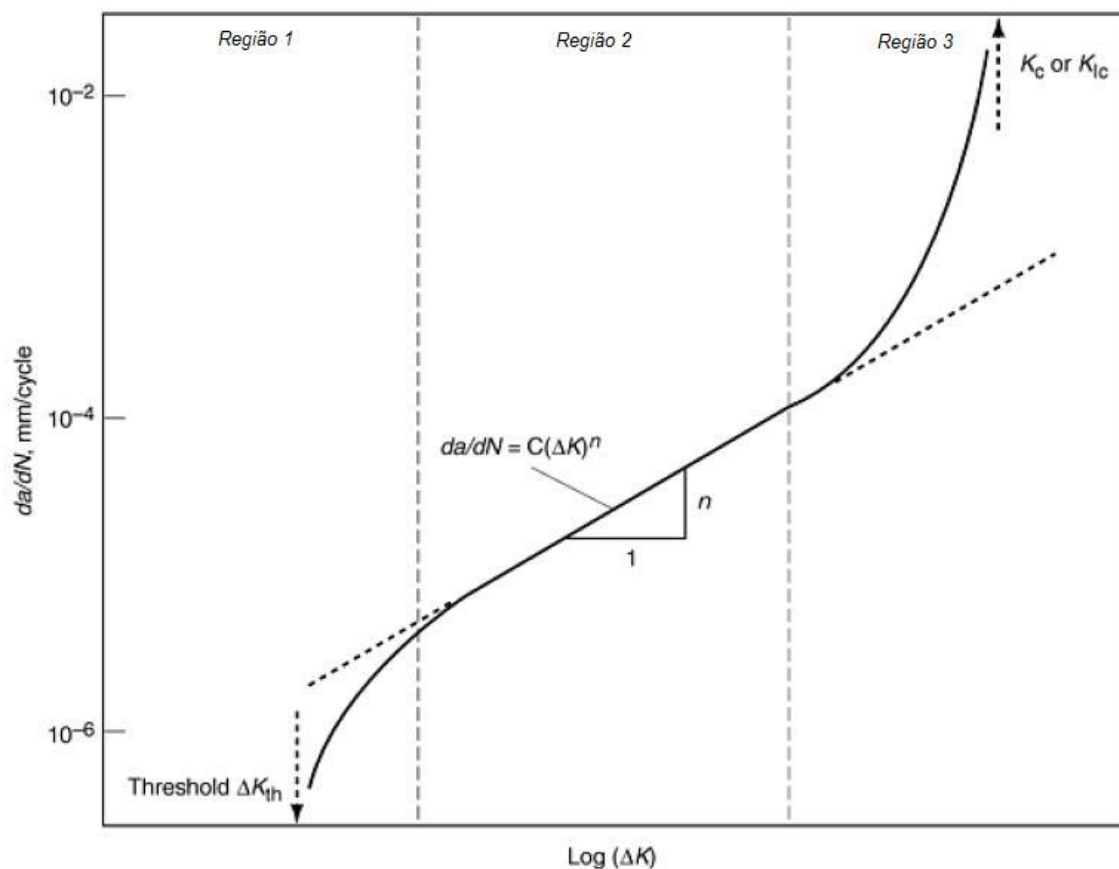
$\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$ , ou seja a magnitude de tensões;

$a$  = comprimento da trinca;

$f(g)$  = é função da dimensão do corpo-de-prova, carregamento, etc.



A propagação de trincas por fadiga tem seu comportamento caracterizado por três regimes, como pode ser visto na Figura 4 (ASM, 1996).



**Figura 4:** Curva representativa da taxa de propagação de trincas por fadiga,  $da/dN$ , em função do fator intensidade de tensões,  $\Delta K$ , em escala logarítmica. Fonte: (ASM, 1996).

A região 1 da curva, temos a região limiar, onde  $da/dN$  decresce rapidamente com o decréscimo de  $\Delta K$ , até um valor limiar, chamado  $\Delta K_0$  ou  $\Delta K_{TH}$ .

Na região 2 a propagação da trinca se dá de forma linear e é regida pela lei de Paris:  $da/dN = C(\Delta K)^n$ , onde  $C$  e  $n$  são constantes.

Por último, na região 3, a trinca cresce em elevadas taxas de propagação.

#### 3.1.4.5 Falha final.

Segundo Hoppe (2002), a falha de um componente metálico pode apresentar quatro tipos de mecanismos de fratura, sendo eles:

- a) Coalescimento de microcavidades;
- b) Clivagem;

- c) Fratura intergranular;
- d) Fadiga.

Para este trabalho, apenas o aspecto da fratura por fadiga será abordado.

A falha por fadiga tem como sua principal característica a de poder apresentar estrias na superfície de fratura do material. O crescimento desta trinca se dá por um mecanismo de estriação dúctil. O aspecto microscópico da superfície de fratura pode ser visto na Figura 5 (ASM, 1996).

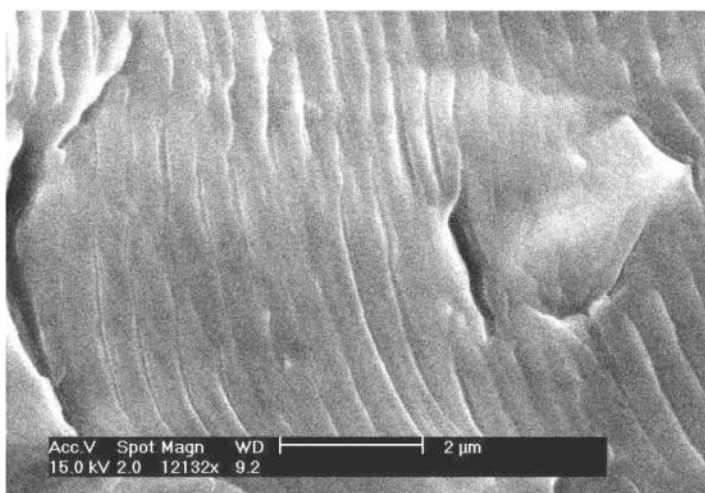


Figura 5: Aspecto da fratura por fadiga e as estrias características do processo. Fonte: (ASM, 1996).

### 3.1.5 Limite de fadiga.

O limite de fadiga é determinado por um ensaio, conforme as normas DIN 50113 e ISO 1143, em um corpo de prova sujeito a flexão pura em uma máquina de flexão rotativa, como mostrado na Figura 6 (GARCIA, et al., 2012).

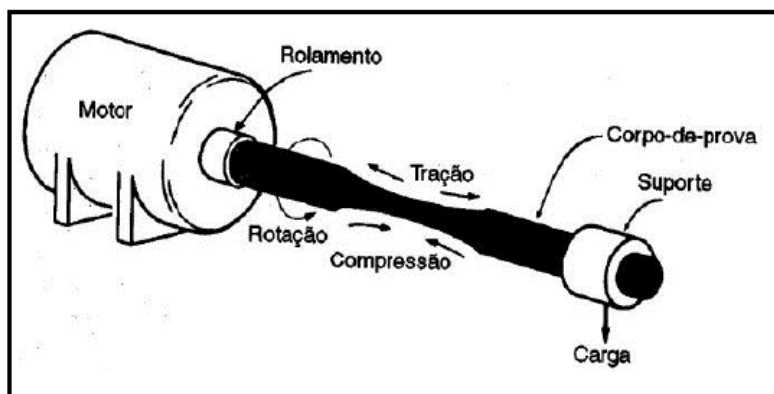


Figura 6: Ensaio de fadiga rotativa Fonte: (GARCIA, et al., 2012).

## 3.2 SHOT PEENING

### 3.2.1 Fundamentos de *shot peening*.

O *shot peening* é um tratamento mecânico a frio, no qual partículas, geralmente esféricas, são aceleradas e projetadas em alta velocidade contra uma peça metálica (PETRACCO FILHO, 2007). Este processo induz tensões residuais compressivas na superfície do componente devido a deformação plástica gerada na superfície. Estas tensões residuais se opõem ao carregamento mecânico de tração e melhoram a vida em serviço de um componente seja em fadiga, corrosão-fadiga ou corrosão sob tensão (KIRK, 1998) (KIRK, 2000) (KIRK, 2002) (HARADA, et al., 2013) (NATORI, et al., 2015).

Para um componente mecânico, a força que uma determinada tensão exerce corresponde ao produto da tensão e da sua área de ação. Assim, uma tensão elevada atuando sobre uma área pequena, exerce a mesma força que uma tensão pequena atuando sobre uma área grande (KIRK, 1998) (KIRK, 2006) (HOJOU, et al., 2015).

Neste processo, trabalha-se com elevadas tensões residuais compressivas sobre uma área pequena e o equilíbrio de forças é feito por baixas tensões internas trativas atuando sobre uma grande área do núcleo do componente (KIRK, 1998) (KIRK, 2000) (MORITA, et al., 2014).

#### 3.2.1.1 Velocidade das esferas

A velocidade de projeção das esferas, ou granalha, é o parâmetro mais importante para o processo de *shot peening*. A justificativa se dá pela equação da energia cinética,  $E$ , para uma partícula em movimento (KIRK, 1998). A equação é dada por:

$$E = \frac{1}{2} * mV^2, \text{ onde:}$$

Onde:

$m$  = massa da partícula;

$V$  = velocidade da partícula.

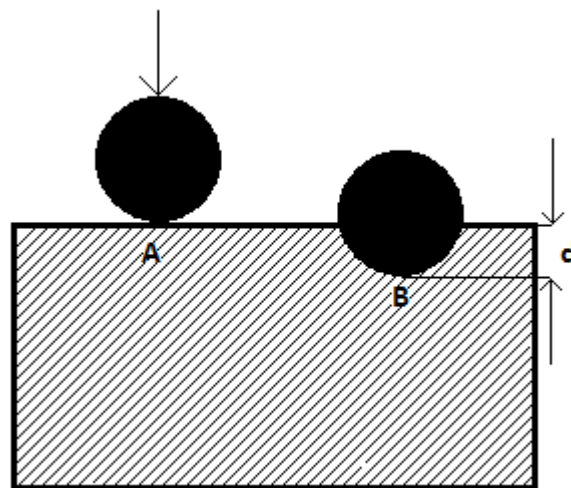
Os meios mais comuns para aceleração das partículas são dois: fluxo de ar comprimido e uso de turbina. No primeiro, as partículas são aceleradas através do uso de um fluxo de ar devido a diferença de pressão entre os lados da partícula. No segundo, as partículas são aceleradas pela força centrífuga gerada pelas palhetas de uma turbina (KIRK, 1998) (MIC, 2005).

### 3.2.1.2 Colisão das partículas com a superfície.

Quando uma partícula colide em uma superfície metálica, ela realiza trabalho mecânico, devido a sua energia cinética, a qual pode ser expressa em unidades de força x distância (N.m) (KIRK, 1998) (LEGHORN, 1957).

No primeiro momento de contato da partícula com a superfície metálica a tensão é infinitamente alta, pois a área de contato é infinitesimal. Por isto, ocorrerá deformação superficial no componente pouco dependente da diferença de dureza entre este e o material das esferas (KIRK, 1998) (OSK KIEFER, 2002).

Imediatamente após o primeiro momento, a área de contato aumenta rapidamente e a tensão diminui com a mesma intensidade, até o momento em que o trabalho mecânico da partícula não consegue superar a tensão de escoamento do material. Neste momento, a deformação plástica cessa, pois a partícula esférica perdeu sua energia cinética inicial (Figura 7). Forças elásticas do material deformado aceleram a partícula na direção oposta, gerando o rebote (KIRK, 1998) (Rocha, 2010) (WANG, et al., 1998).



**Figura 7: Granalha atingindo um componente (A) e o ponto de repouso (B).**

O material da região deformada com a indentação das partículas esféricas tenta se deslocar lateralmente, em relação ao substrato, em decorrência da deformação plástica gerada, porém o substrato restringe o deslocamento das camadas deformadas o que gera a tensão residual compressiva na superfície do componente (KIRK, 1998) (Rocha, 2010) (KIRK, 2004).

Sob ponto de vista do material da superfície, a cada indentação gerada, uma pequena área da superfície é submetida a um ciclo clássico de carregamento mecânico, criando uma região deformada plasticamente contendo deformação elástica residual compressiva (Vielmaa, et al., 2014) (KIRK, 2004).

No momento inicial a tensão na superfície é zero (Figura 8 ponto O) e cresce de forma elástica até a tensão de escoamento (Figura 8 ponto A). A partir deste ponto o material da superfície deforma plasticamente até que a partícula de granalha inicie o rebote (Figura 8 ponto B). Durante o rebote da granalha, o material da superfície é aliviado, ou relaxa, elasticamente até o valor zero (Figura 8 ponto C) (KIRK, 2006) (KIRK, 2004).

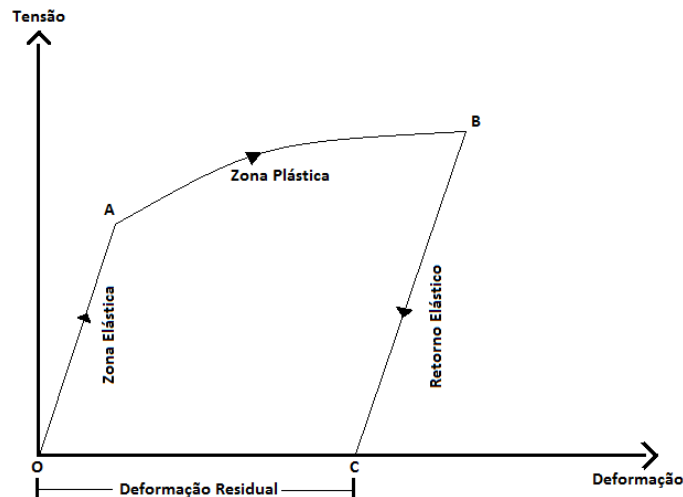


Figura 8: Diagrama Tensão x Deformação simplificado para uma única indentação. Fonte: (KIRK, 2004)

A diferença entre a deformação inicial e a deformação final é chamada de deformação residual a qual, multiplicada pelo Módulo de Elasticidade, fornece o nível de tensão residual compressiva no local (KIRK, 2006) (KIRK, 2004).

### 3.2.2 Distribuição de tensões residuais.

As tensões residuais que o processo de *shot peening* desenvolve em componentes submetidos a ele são exercidas apenas na superfície deste, ou seja, em uma área muito pequena de atuação. A força nesta superfície, como visto anteriormente, é obtida do produto da tensão e da área sobre a qual esta atua (CAMMETT, et al., 2005). Para que haja o equilíbrio estático em um componente, é necessário que esta força seja equilibrada por outra força, sendo que esta atua no núcleo do componente. A força de atuação é de mesma magnitude que a soma das forças na superfície (Figura 9), pois assim há o equilíbrio de forças e de momentos fletores, porém, a magnitude da tensão no núcleo é muito inferior à da superfície, pois a área de atuação desta tensão é muito maior que a área superficial (KIRK, 1998) (KIRK, 2000) (KIRK, 2004).

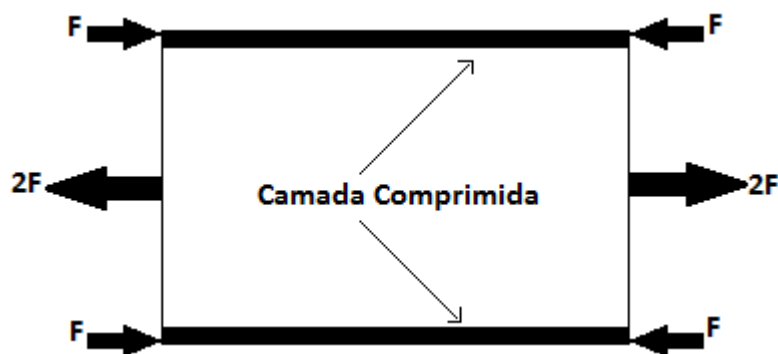


Figura 9: Equilíbrio de forças em um componente após o processo de *shot peening*. Fonte: (KIRK, 2004).

Um componente retangular submetido ao processo de *shot peening* em apenas uma de suas faces terá um estado desbalanceado de tensões residuais, como mostrado na Figura 10 (KIRK, 1998) (CAMMETT, et al., 2005).

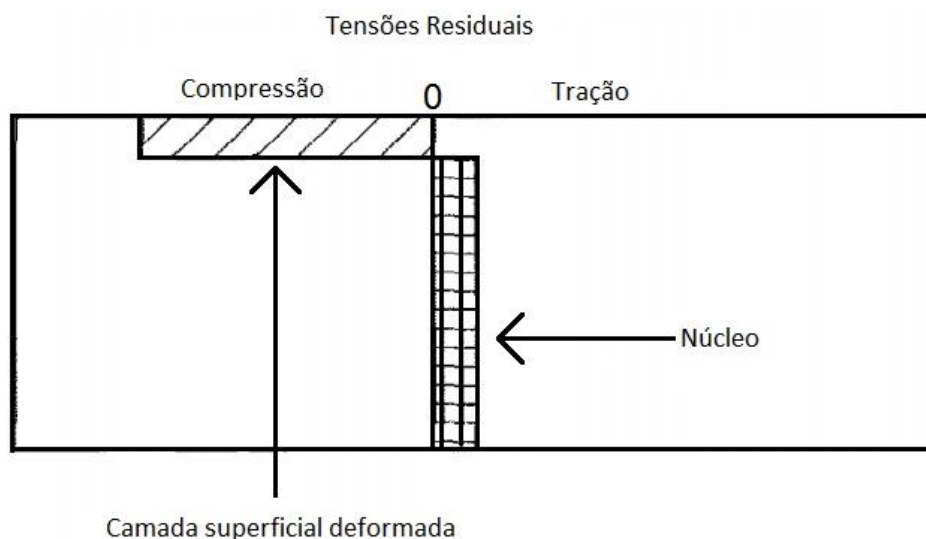
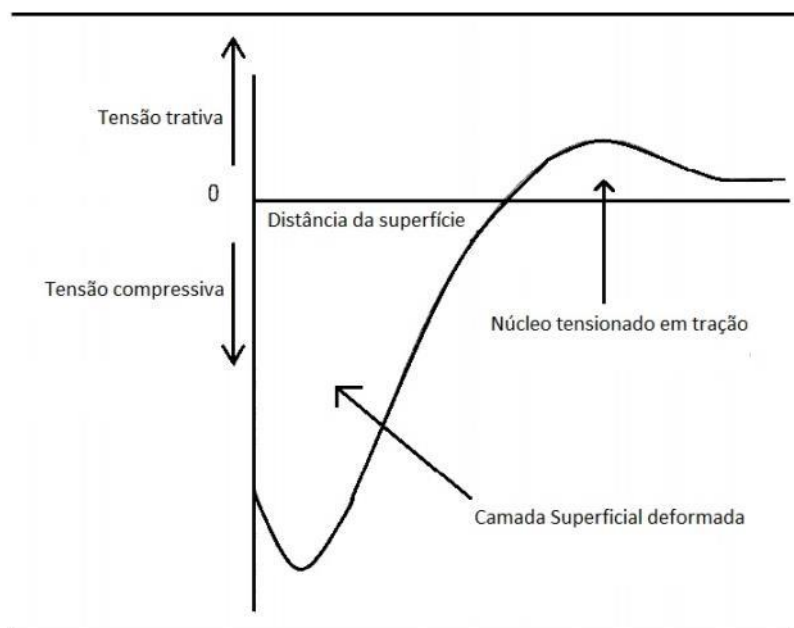


Figura 10: Representação esquemática das tensões residuais em um componente submetido ao processo de *shot peening* em uma única face. Fonte: (KIRK, 1998).

### 3.2.2.1 Distribuição de tensões residuais em componentes mecânicos.

A distribuição de tensões residuais abaixo da superfície de um componente submetido ao processo de *shot peening* está demonstrada na Figura 11 (CAMMETT, et al., 2005).



**Figura 11: Perfil de tensões residuais em um componente submetido ao processo de *shot peening* (KIRK, 1998).**

Pode-se observar que o valor máximo de tensão residual não é obtido na superfície do componente, pois esta é livre para absorver deformações mecânicas via pequenos deslocamentos laterais (KIRK, 2006) (KIRK, 2004).

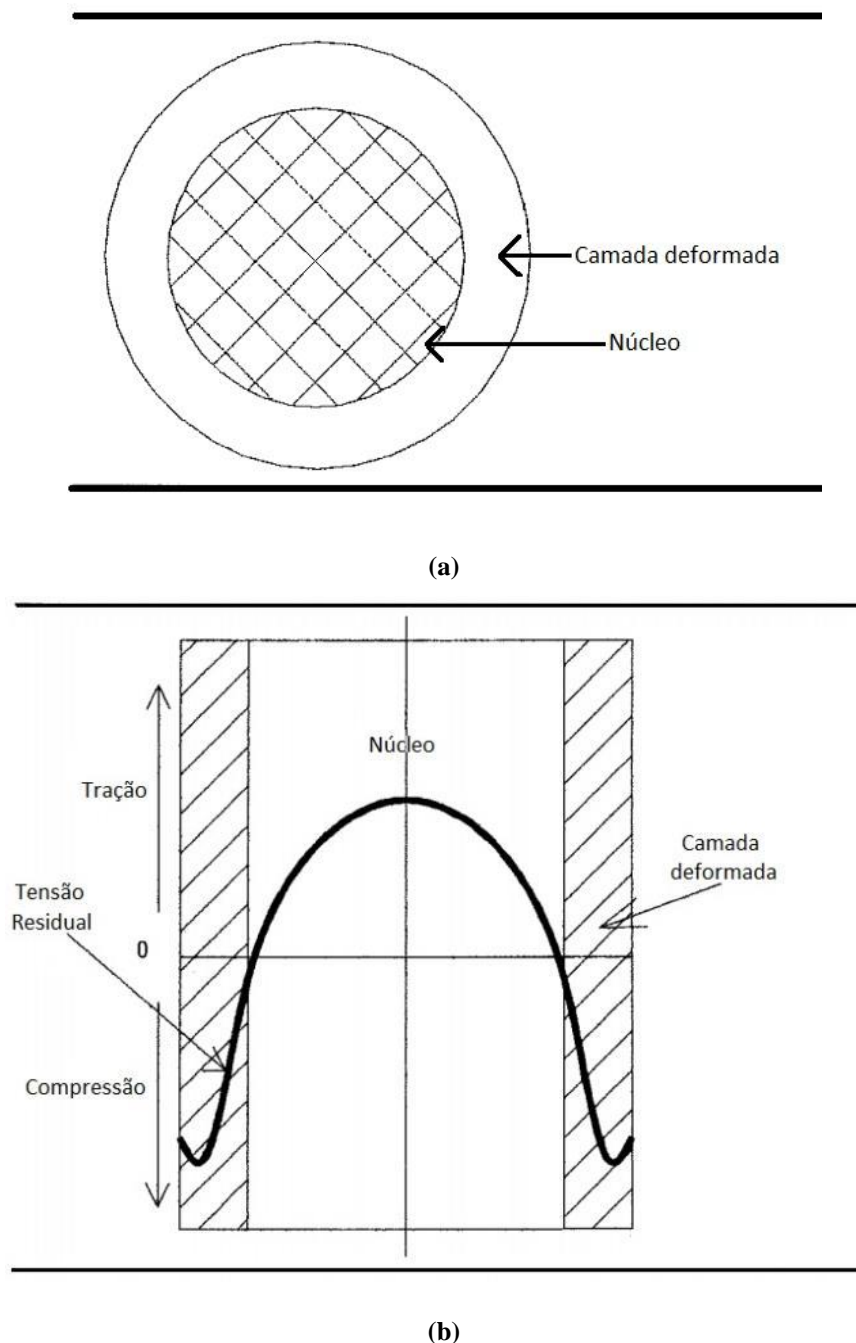
A máxima tensão residual compressiva ocorre a uma certa profundidade da camada superficial deformada e seu valor cai a zero na profundidade máxima obtida por deformação plástica. A partir deste ponto a tensão induzida por deformação dá lugar a forças de oposição ou de equilíbrio que ocorrem na camada sub-superficial, e a magnitude destas forças depende da relação entre a área da seção transversal da camada superficial e da camada sub-superficial (KIRK, 2006) (KIRK, 2004).

A profundidade obtida na camada deformada está diretamente relacionada com o tamanho da granalha utilizada. Esferas de maior tamanho geram camadas deformadas mais profundas e deslocam o pico de tensão residual compressiva neste mesmo sentido (KIRK, 1998) (CAMMETT, et al., 2005).

Além disto, a relação entre a profundidade da camada depende de diversos fatores, como dureza e velocidade da granalha, dureza do componente, entre outros. Como medida grosseira, ou aproximada, afirma-se que a profundidade da camada deformada é da mesma dimensão que o diâmetro da granalha (KIRK, 1998).

Em um caso extremo, o jateamento severo de um componente cilíndrico seria tal que a área da seção transversal deformada seria igual a área da seção do núcleo, como mostra a Figura

12. Neste caso, a tensão no núcleo, de magnitude semelhante a tensão na camada deformada, pode ultrapassar a tensão de escoamento do material, pois o núcleo não foi endurecido por deformação (KIRK, 1998) (Vielmaa, et al., 2014).



**Figura 12: (a) igualdade entre as áreas das seções (b) Distribuição de tensões residuais (KIRK, 1998).**

Tal situação é perigosa, pois se o núcleo deformar plasticamente haverá a indução de tensões compressivas no núcleo, que serão balanceadas por tensões trativas na superfície e acabam por afetar a distribuição de tensões do *shot peening* (KIRK, 1998).



### 3.2.2.2 Momentos fletores induzidos por *shot peening* não uniforme

A indução de momentos fletores por *shot peening* não uniforme é o que ocorre no jateamento de lâminas Almen, ou Almen Strips.

Estes Almen Strips são corpos de prova padrão em formato de pequenas lâminas. Estes são presos por grampos a um bloco padrão e submetidos ao processo de *shot peening* em uma única face. Após o jateamento, os grampos são removidos e o momento fletor induzido pelas tensões residuais faz com que a lâmina Almen se curve. A magnitude da curvatura da lâmina é chamada de Altura Almen (KIRK, 2012).

### 3.2.3 Saturação

As curvas de saturação do *shot peening* são obtidas através do uso de lâminas Almen e do indicador Almen, ou *Almen strip* e *almen gauge*, respectivamente. As lâminas são finas tiras retangulares feitas em aço-mola laminado a frio e temperado e revenido, para uma faixa de dureza de 44 – 50 HRC, e geralmente é fabricado em três diferentes espessuras, como mostrado na Figura 13 (KIRK, 2012).

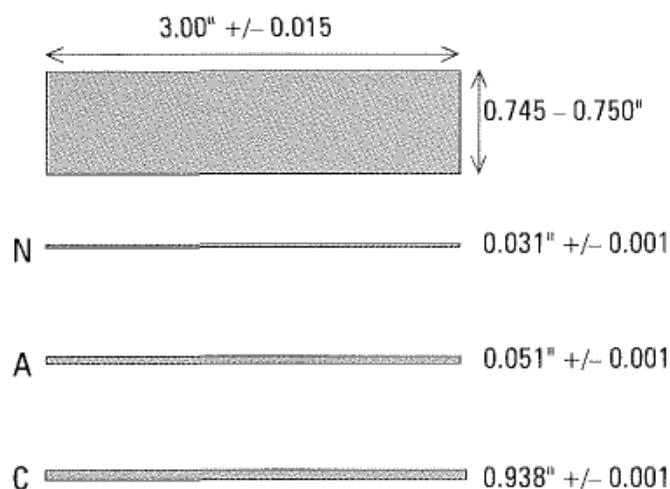


Figura 13: Dimensões – em polegadas – do Almen Strip. Fonte: (KIRK, 1998).

O Almen Strip é fixado a um bloco padrão e submetido a processo de *shot peening* em uma única face por um tempo necessário para atingir a intensidade Almen especificada. Após o jateamento, a lâmina é removida do dispositivo e colocada no indicador Almen, para medir a deflexão (altura Almen) gerada pelo momento fletor e pelas tensões residuais geradas na face jateada (KIRK, 2010).

A curva de saturação é produzida pela exposição de uma série de Almen strips a mesma intensidade de *shot peening*, porém com diferentes tempos de processo. Os valores medidos de deflecção (Almen height) são plotados em um gráfico de acordo com o tempo de exposição, como mostrado na Figura 14 (KIRK, 2012).

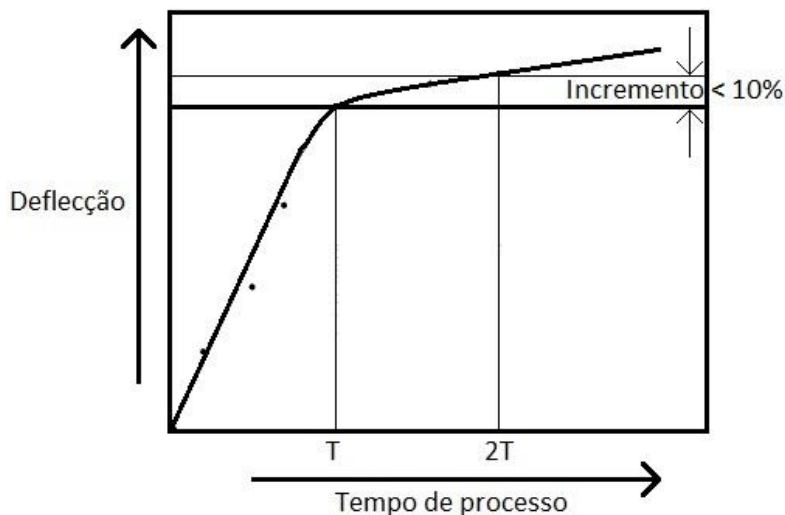


Figura 14: Curva de saturação de *shot peening*. Fonte: (KIRK, 1998).

Saturação é definida como o tempo, T, para produzir uma deflecção que aumenta no máximo 10% se o tempo de jateamento for duplicado. Assim, T é o tempo mínimo necessário que atende esta especificação (KIRK, 2012) (KIRK, 2006).

#### 3.2.4 Cobertura do *shot peening*.

As partículas esféricas do *shot peening* atingem a superfície metálica de forma aleatória, produzindo uma série de indentações (KIRK, 1998). O termo “cobertura” é utilizado para definir a área de uma superfície que foi jateada e indentada pela colisão das partículas, e efeito cumulativo destes impactos incrementa a cobertura da superfície, como mostrado na Figura 15 (KIRK, 2002).

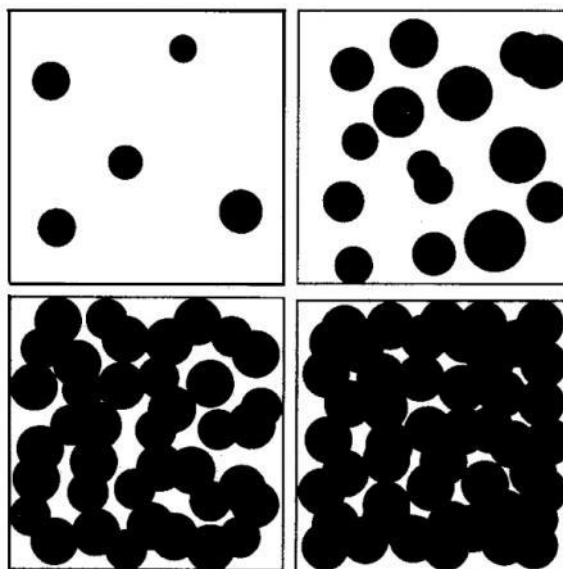


Figura 15: Efeito cumulativo das indentações do *shot peening*. Fonte: (KIRK, 2002).

A área coberta pelo *shot peening* aumenta com o incremento do tempo de jateamento. Nos primeiros instantes, todas as indentações são individuais e em estágios mais avançados ocorrem inúmeras sobreposições destas (KIRK, 2005).

A sobreposição de impactos significa que a região do material foi submetida a mais de um evento de deformação, isto, em alguns casos, pode gerar um elevado grau de encruamento e levar o material a fissurar (KIRK, 2012).

Mais ao final do processo, praticamente todas as indentações estarão sobrepondo indentações anteriores, o que torna praticamente impossível determinar o momento em que ocorre a cobertura completa da superfície (KIRK, 2007).

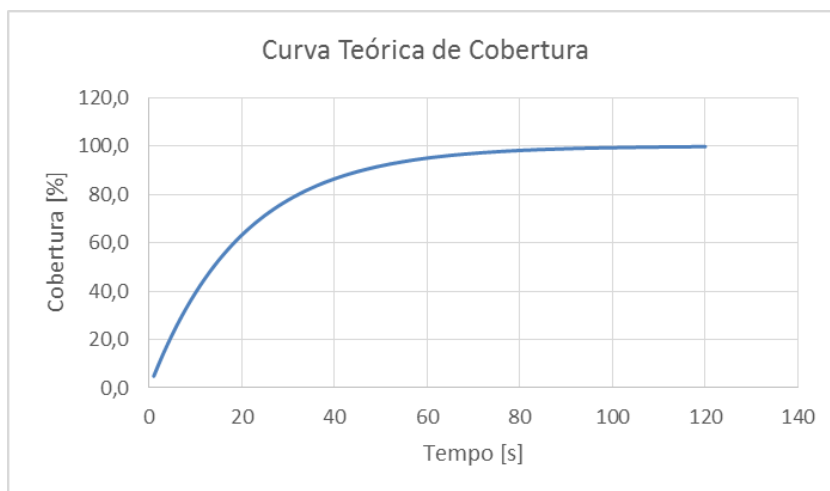
Além disto, estatisticamente, somente um tempo infinito de jateamento pode garantir a cobertura completa da superfície, pois as curvas de cobertura são baseadas na equação de Avrami (KIRK, 2012):

$$C = 100 [1 - \exp(-A.R.t)], \text{ onde:}$$

A = Área de cada impacto;

R = Taxa de impactos;

t = Tempo de jateamento.



**Figura 16:** Curva teórica de cobertura do *Shot peening*, com base na equação de Avrami. Fonte: (KIRK, 2002).

### 3.2.5 Tipos de granalha para *shot peening*.

As granalhas utilizadas para *shot peening* são diferentes das utilizadas para jateamento de limpeza superficial, ou “granalhamento”. Para o jateamento de limpeza, a granalha utilizada deve ser do tipo irregular, ou angular, pois possui cantos vivos que melhoram a aderência da superfície em tratamento posterior como, por exemplo, pintura (KIRK, 1998) (TECJATO, 2014).

Para o processo de *shot peening*, a granalha precisa ter os cantos arredondados, sendo a forma ideal seria esférica. Comercialmente, as granalhas de *shot peening* são conhecidas como granalhas esféricas (TECJATO, 2014).

#### 3.2.5.1 Material das granalhas.

A seleção da granalha, principal insumo do processo de *shot peening*, deve ser feita com critérios que atendam as necessidades do componente e do processo, e que tenha um custo adequado. (KIRK, 2011)

Existem, basicamente, quatro tipos de materiais disponíveis no mercado para uso no processo de *shot peening*. São eles:

- Ferro fundido;
- Aço;
- Vidro;
- Cerâmica;

O ferro fundido tem sua temperatura de fusão consideravelmente inferior ao do aço, o que torna seu processo de fabricação com menor custo que o do aço, no entanto, sua resistência a abrasão é inferior à do aço (KIRK, 2011).

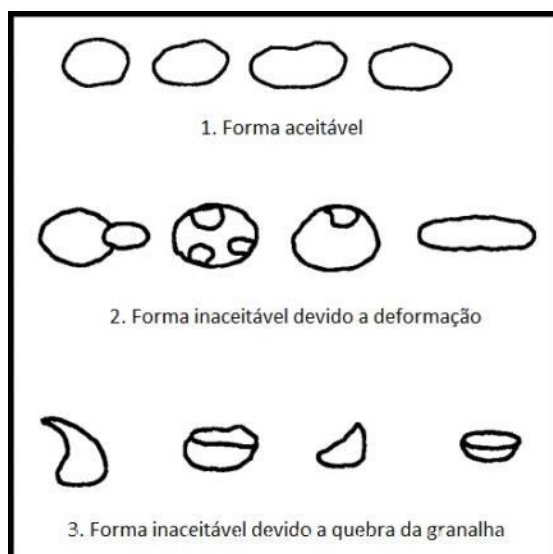
Aços com baixo teor de carbono como, por exemplo, 0,1 %, são inviáveis economicamente, pois o material é muito macio e acaba se deformando com facilidade (KIRK, 2011).

As granalhas esféricas tanto de ferro fundido quanto de aço fundido são produzidas pelo processo de atomização. Neste, o material líquido é vazado sob um jato de água, o que faz com que a solidificação ocorra na forma, aproximada, de esferas (KIRK, 2011).

A forma esférica se deve a razão entre a área superficial e o volume desta forma geométrica. Esta razão é minimizada na esfera e, conseqüentemente, a energia superficial também (KIRK, 1998).

#### 3.2.5.2 Forma da granalha.

Os requisitos de forma das granalhas exigem que, no máximo, 10% de uma amostra tenha forma inaceitável. Os critérios de aceitação estão mostrados na Figura 17 (KIRK, 2011).



**Figura 17: Especificação de forma da granalha de *shot peening*. Fonte: (KIRK, 1998)**

Durante o processo de *shot peening* uma pequena fração da granalha se deformará ou quebrará. É fundamental que, periodicamente, uma fração da granalha seja retirada do equipamento e substituída com insumo novo. Com isto as partículas com forma inaceitável podem ser removidas do sistema (KIRK, 2011).

### 3.2.5.3 Tamanho da granalha.

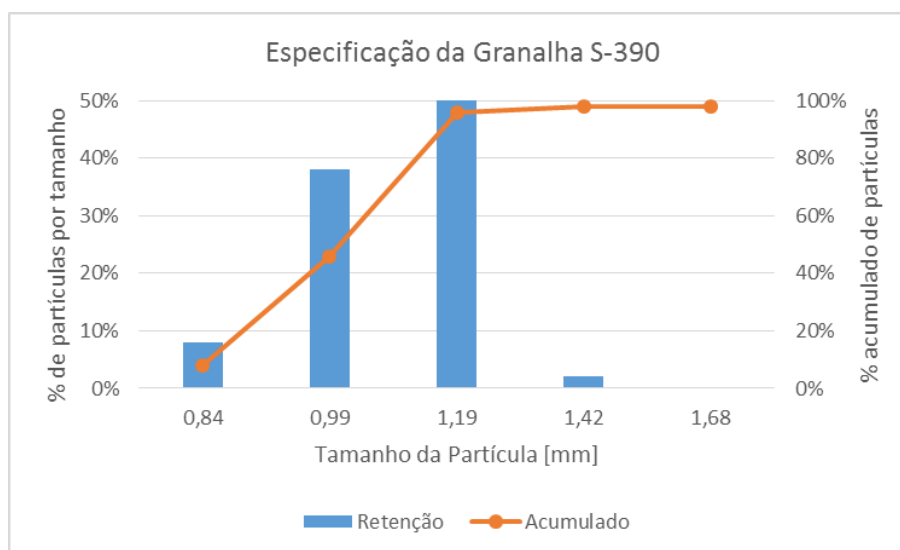
As especificações de granalha para *shot peening* são feitas baseadas no tamanho de peneiras. O controle da qualidade granulométrica da granalha é feito com uma amostra do insumo submetida a uma sequência de peneiras especificada para cada granulometria. O percentual de material que pode ficar retido em cada peneira é especificado. Por exemplo, a Tabela 1 mostra a sequência de peneiras para uma granalha comercial S390 e as respectivas retenções admissíveis de material em cada uma delas. Estes mesmos valores estão mostrados na Figura 18 (KIRK, 2011).

O total acumulado especificado é de 98%, pois o material remanescente pode ser poeira (KIRK, 2011).

**Tabela 1 – Especificação de tamanho da granalha S-390.**

Gralha S-390		
Peneira	% máximo de retenção	% Acumulado
12 (1,68 mm)	0 %	0 %
14 (1,42 mm)	2 %	2 %
16 (1,19 mm)	50 %	52 %
18 (0,99 mm)	Mín. 38 %	Mín. 90%
20 (0,84 mm)	Mín. 8%	Mín. 98%

Fonte: (KIRK, 1998)



**Figura 18: Distribuição do tamanho de partículas da granalha S-390. Fonte: O Autor (2017)**

#### 3.2.5.4 Escolha da granalha.

A maioria das aplicações de *shot peening* é feita com granalha de aço revenida após o processo de atomização, pois aumenta a tenacidade das esferas. Além disto, tem boa relação custo x benefício e é aplicável a maioria dos componentes metálicos (KIRK, 1998).

O percentual de carbono é de 0,8%, aproximadamente, o que significa que o material contém cementita ( $Fe_3C$ ), o que endurece e fragiliza a granalha (KIRK, 2011).

A tenacidade é a principal propriedade na escolha da granalha, pois é a medida do trabalho mecânico necessário para fraturar o material (KIRK, 2011).

Se a energia cinética gerada na projeção da granalha for maior que o trabalho necessário para fratura do material, este irá se quebrar. A taxa de fratura das esferas aumenta com o aumento da velocidade das granalhas e com o aumento da dureza do componente jateado (KIRK, 2011).

#### 3.2.6 Equipamentos de *shot peening*

A representação gráfica de um equipamento de *shot peening* com o uso de Ar pressurizado para projeção da granalha está mostrado na Figura 19.

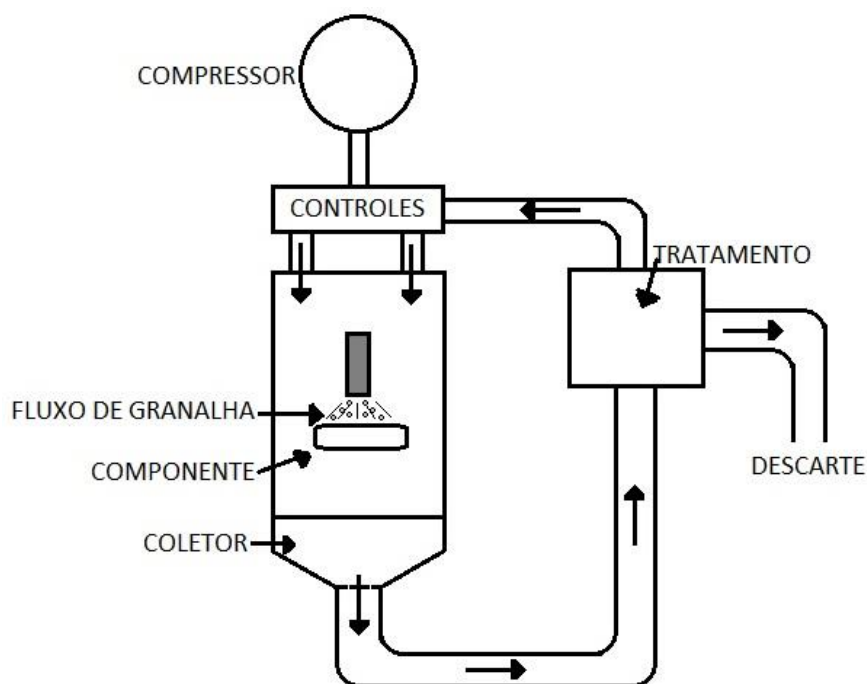


Figura 19: Representação esquemática de um equipamento de *shot peening*. Fonte: (KIRK, 1998).

### 3.2.6.1 Fluxo de granalha

O fluxo de granalha é a característica mais importante em um processo de *shot peening*.

Este fluxo diverge do seu centro a um ângulo específico de acordo com o projeto do aplicador e, por isto, a intensidade específica, em termos de partículas por área por segundo, diminui com o aumento da distância em relação ao aplicador. Também pode ser notada a existência de um ponto no fluxo onde a granalha atinge sua velocidade máxima. Este ponto se encontra, aproximadamente, a 150 mm do aplicador (BALAN, 2010).

A Figura 20 mostra a geometria básica do fluxo de granalha e sua divergência:

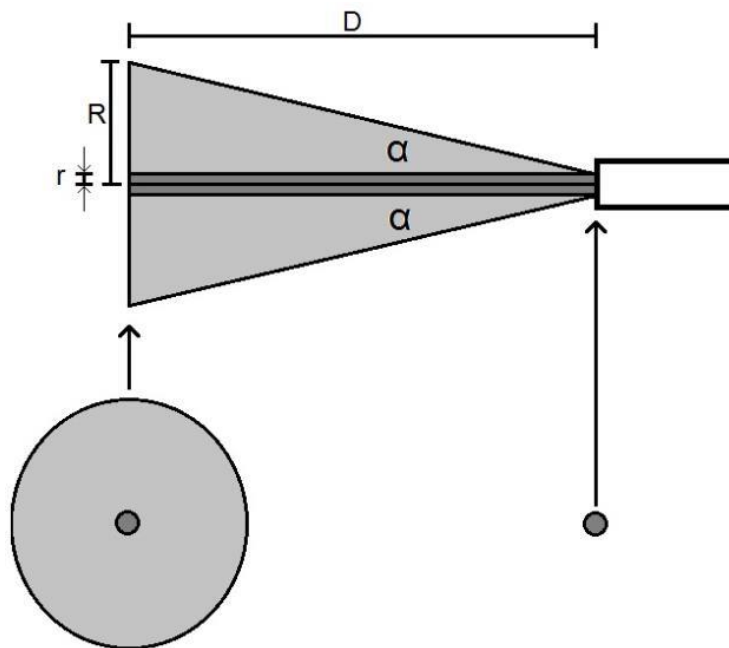


Figura 20: Representação de um fluxo de granalha e sua divergência. Fonte: (KIRK, 1998).

A seção transversal,  $A$ , do fluxo de granalha aumenta com o aumento da distância do aplicador seguindo a equação:

$$A = \pi R^2$$

Porém,

$$R = r + D \cdot \tan \alpha$$

Então:

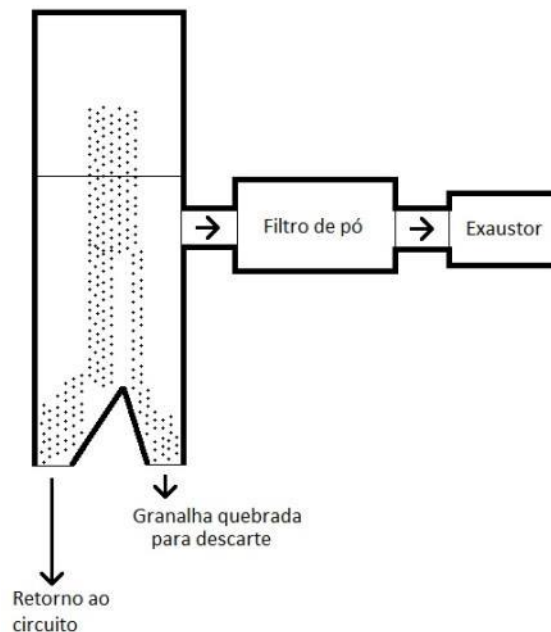
$$A = \pi(r + D \cdot \tan \alpha)^2$$

A equação é fundamental para o processo, pois determina a intensidade do equipamento, e a intensidade varia com o recíproco de  $A$  (BALAN, 2010).



### 3.2.6.2 Coleta e tratamento da Granalha.

Após ser projetada contra o componente, a granalha é coletada para voltar ao circuito de jateamento. Todo insumo é submetido a um processo de separação com ar, no qual as partículas de poeira e as esferas quebradas são removidas através da seleção por peso do processo de seleção aplicado (KIRK, 1998). Este processo pode ser visto na Figura 21 (BALAN, 2010).



**Figura 21: Separação de granalha com o uso de ar. Fonte: (KIRK, 1998).**

## 3.3 MEDIÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS USANDO DIFRAÇÃO DE RAIOS-X.

### 3.3.1 INTRODUÇÃO

Não é possível medir tensões residuais diretamente. Porém, medições de deformação podem ser feitas, que são então convertidas em tensão utilizando valores disponíveis de constantes elásticas, sendo este procedimento em trabalhos de extensometria. Pequenas mudanças em alguma propriedade física (que é proporcional à tensão) são monitoradas - tais como mudanças de resistência em strain-gages ou de espaçamento interplanar pela análise de raios-x (ASM, 1999).

Assim, serão apresentados apenas os princípios básicos de engenharia que são relevantes para a compreensão de como as tensões residuais podem ser medidas em componentes submetidos ao processo de *shot peening* (ASM, 1999).

### 3.3.2 Mudança de espaçamento interplanar

Análise de tensões de raios-X depende do fato de pequenas mudanças no espaçamento interplanar de materiais cristalinos pode ser medido com precisão. Felizmente, praticamente todos os componentes processados por *shot peening* são cristalinos (ASM, 1999).

Em materiais cristalinos há uma relação direta entre o espaçamento interplanar e o ângulo de raio-x verificado por reflexão (KIRK, 2005). Essa relação está incorporada na famosa equação de Bragg que pode ser expressa sob a forma:

$$n\lambda = 2d_{hkl} \cdot \sin\Theta$$

Onde  $\lambda$  é o comprimento de onda da radiação-x usada,  $d_{hkl}$  é o espaçamento interplanar dos planos do cristal a ser medido, o  $n$  representa número inteiro e  $\Theta$  é o ângulo de reflexão. A diferenciação da equação acima fornece:

$$\Delta\Theta = \Delta d_{hkl} / d_{hkl} \cdot \tan\Theta$$

A nova equação mostra que, para uma tensão residual causando uma deformação,  $\Delta d_{hkl} / d_{hkl}$ , haverá um movimento,  $\Delta\Theta$ , no ângulo de difração. A magnitude de  $\Delta\Theta$  depende diretamente da  $\tan\Theta$ , de modo que grandes ângulos de difração são necessários. Para aços de alta resistência processados por *shot peening*, haverá tensões residuais de compressão na rede cristalina gerando deformação de -0,01 (ASM, 1999).

Substituindo este valor na segunda equação, é verificado que haverá uma mudança no ângulo de difração de raios-x igual a + 2,138 °, para um ângulo de difração utilizado de 75°. Para um ângulo de difração, de 15° a mesma deformação na rede cristalina geraria uma mudança de apenas + 0,154 °. A Figura 22 mostra uma representação simplificada da situação de difração de raios-x.

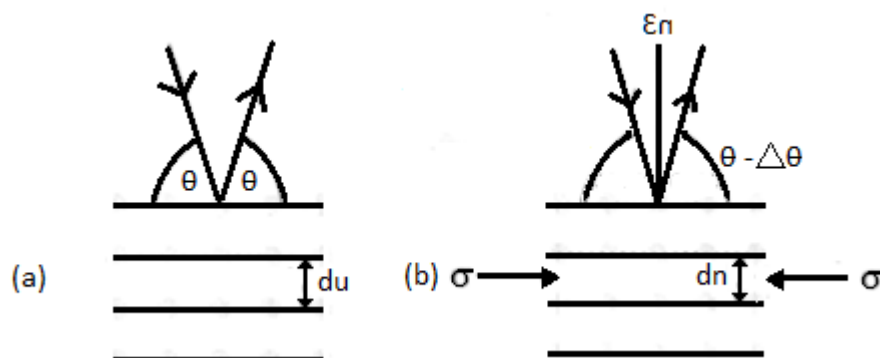


Figura 22: Diminuição do ângulo de difração,  $\Theta$ , com a aplicação de tensão compressiva (KIRK, 2005).

Se não temos nenhuma tensão residual, o espaçamento interplanar do cristal não-deformado,  $dU$ , pode ser medido como mostra a Figura 22 em (a). Uma tensão residual compressiva,  $\sigma$ , diminui o ângulo de difração e o correspondente aumento do espaçamento interplanar,  $dn$ , pode ser medido. A deformação da rede é então medida como  $(dn - du)/dn$  que corresponde à magnitude do vetor,  $\epsilon_n$ , mostrado na Figura 22 em (b).

### 3.3.3 Relação tensão-deformação

A penetração dos raios-x é tão pequena que podemos considerar a situação de superfícies jateadas como um caso de carregamento bidimensional. Para qualquer componente haverá duas tensões principais,  $\sigma_1$  e  $\sigma_2$ , que atuam ao longo eixos  $x$  e  $y$  e que são perpendiculares entre si e em relação ao eixo  $z$  (que é normal à superfície jateada) (KIRK, 2005).

Com a extensometria podemos usar uma roseta de três strain gages para determinar as direções,  $x$  e  $y$ , em que as tensões principais atuam em relação a alguma direção conhecida,  $\phi$ , ver Figura 23. Três deformações são medidas sendo todas paralelas à superfície do componente. Com a análise de raios-x que não se pode medir a tensão paralela (perpendicular?) à superfície do componente, no entanto, diversas medições de deformação são feitas em vários ângulos,  $\Psi$ , em relação a superfície.

Duas dessas deformações direcionais estão ilustradas na Figura 23, sendo  $\epsilon_z$  e  $\epsilon_{\phi,\psi}$ . Tal como será mostrado, a tensão residual,  $\sigma_\phi$ , para a direção  $\phi$  conhecido é deduzida a partir destas deformações medidas.

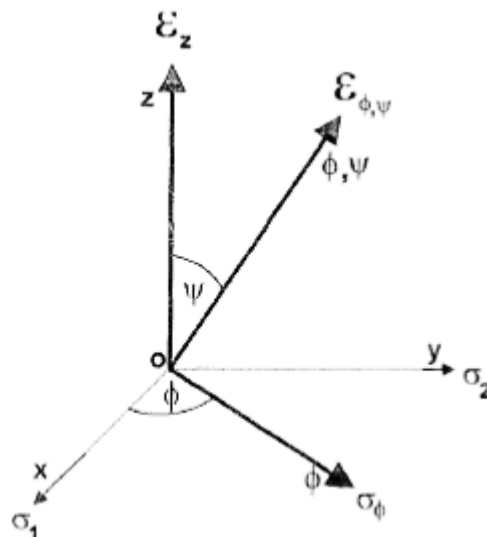


Figura 23: Simbologia utilizada na medição de deformação com o uso de difração de raios-x (KIRK, 2005).

### 3.3.4 Relação entre Deformações medidas no reticulado e as tensões residuais

A teoria clássica da elasticidade isotrópica, como enunciado por autores como Timoshenko, que dá: (ASM, 1999)

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

onde  $\nu$  é o coeficiente de Poisson e  $E$  é o módulo de elasticidade.

A equação mostrada acima forma a base de análise de tensões de raios-x. De um ponto de vista matemático, é o mais simples de todos os tipos de equação - um reta,  $y=mx+c$ . À medida que variar o ângulo  $\Psi$  o único parâmetro que muda é a estrutura de deformação,  $\varepsilon_{\phi}$ ,  $\Psi$ . Podemos, portanto, escrever a equação, como:

$$\varepsilon_{\phi, \psi} = m \cdot \sin^2 \psi + c$$

Onde  $m$ , a inclinação da linha reta, é igual a  $\sigma_{\phi} (\nu + 1)/E$  e  $c$ , a interseção da linha reta com o eixo da deformação do reticulado, é igual a  $-(\nu/E)(\sigma_1 + \sigma_2)$ .

A melhor maneira de entender a equação é utilizá-la, como ilustrado na Figura 24.

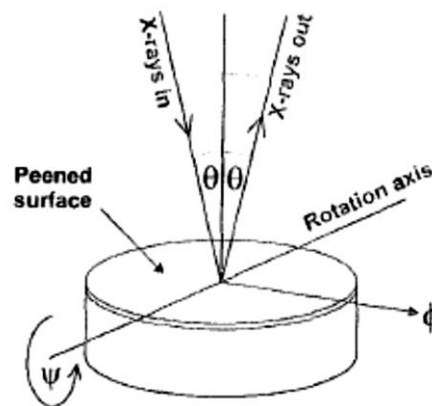


Figura 24: Disco processado por *shot peening* e as direções mais significantes (ASM, 1999).

Um disco de aço circular teve sua superfície uniformemente jateada para a indução de tensão residual na superfície de -500 MPa. Nesta situação particular, a tensão residual não varia com o ângulo  $\phi$ , de modo que temos que  $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_{\phi} = -500 \text{ MPa}$ . As constantes elásticas para este disco de aço são conhecidas por ser tal que  $E = 210 \text{ GPa}$  e  $\nu = 0,30$ ,  $\sigma_{\phi} (\nu + 1)/E$ , é igual a -0,0031 e  $-(\nu/E) \cdot (\sigma_1 + \sigma_2)$  é igual a 0,00143.

Colocando esses valores na última equação mostrada resulta que:

$$\varepsilon_{\phi, \psi} = -0,0031 \cdot \sin^2 \Psi + 0,00143.$$

Esta equação está representada graficamente na Figura 25.

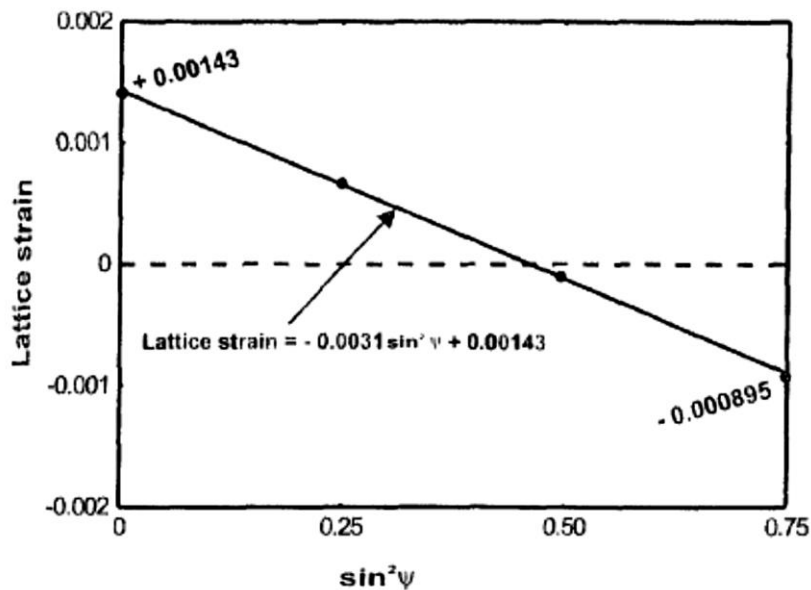
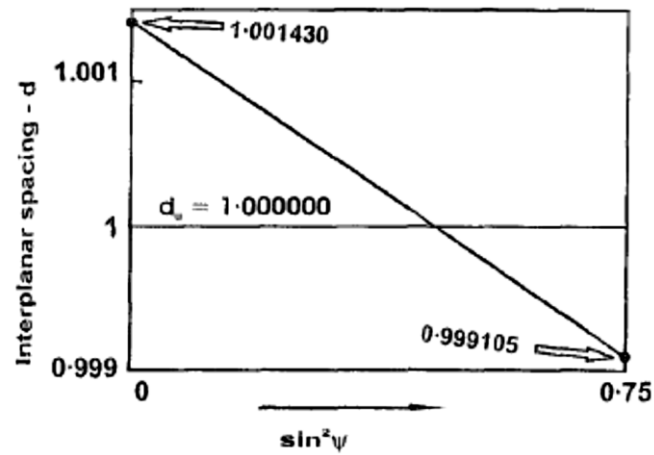


Figura 25: Relação linear entre a deformação do reticulado cristalino e  $\sin^2\Psi$ . Fonte: (KIRK, 2005)

Quatro pontos foram marcados no gráfico correspondente a  $\Psi$  ângulos de 0, 30, 45 e 60°. A chamada técnica de " $\sin^2\Psi$ " envolve um conjunto de pontos e uma linha reta obtida por mínimos quadrados e ajustada aos pontos para estabelecer a equação (ASM, 1999).

Com a análise de tensões por raios-x o parâmetro realmente medido é a posição angular,  $\Theta$ , do pico de difração. Que é então convertido em espaçamento interplanar,  $d_\psi$ , utilizando a equação de Bragg. A informação vital é o espaçamento interplanar para o material sem tensão,  $d_u$ . Não podemos, no entanto, medir  $d_u$  diretamente para um componente tensionado. Em vez disso, usa-se uma média dos espaçamentos  $d$  medidos (KIRK, 2005).

Este procedimento está ilustrado na Figura 26 na qual as deformações do reticulado cristalino da Figura 25 foram convertidas em espaçamentos interplanares. Ao espaçamento interplanar conhecido do material isento de tensão,  $d_u$ , é atribuído o valor de 1,000000. Em relação a esse valor unitário os espaçamentos mínimos e máximos medidos seriam 1,001430 e 0,999105, respectivamente. A média destes dois valores é 1,0002675. Usando 1,0002675 para  $d_u$  (em vez de 1,000000) é introduzido um erro de apenas 0.025%. Este erro é insignificante comparado com a precisão de parâmetros conhecidos, como constantes elásticas, por exemplo.



**Figura 26:** Informações da Figura 25 dispostas em gráfico em função do espaçamento interplanar (KIRK, 2005).

Na "Teoria clássica de elasticidade isotrópica" a palavra "isotrópico" é um tanto utópica. Por exemplo, o módulo E, para um componente fabricado a partir de um dado material, pode variar mais do que 50%. Isso porque as "constantes" elásticas de cristais individuais variam com a direção cristalográfica (KIRK, 2005).

Com a análise de tensões pelo método de raios-x uma direção cristalográfica específica está envolvida – aquela direção perpendicular ao conjunto de planos cristalinos submetidos à reflexão. Então, é necessária a utilização de valores de E e  $\nu$  que foram medidos usando raios-x na direção cristalográfica e material específicos do componente a ser estudado (ASM, 1999).

## 4. METODOLOGIA EXPERIMENTAL

### 4.1 ANÁLISE DOS REQUISITOS DO COMPONENTE MECÂNICO.

As montadoras de veículos automotivos desenvolvem fornecedores para os mais diversos componentes do veículo, e o fornecimento destes componentes é baseado em requisitos e normas corporativas da montadora.

Estes requisitos podem ser subdivididos em requisitos amplos e requisitos específicos, os quais estão detalhados e exemplificados a seguir.

#### 4.1.1 Requisitos Amplos.

Os requisitos amplos, ou genéricos, são requisitos de normas das montadoras que especificam critérios para fabricação de um componente, como: aços para confecção do componente, temperaturas de processo de forjamento, temperaturas e atmosferas para tratamento térmico, requisitos de descarbonetação, e alguns requisitos de propriedades mecânicas, como tração e Charpy.

Os requisitos amplos são aplicados para uma família de componentes, isto é, são requisitos para um determinado tipo de componente, como eixos de transmissão, por exemplo.

#### 4.1.2 Requisitos Específicos.

Os requisitos específicos são aqueles descritos em desenhos do componente, pois são aplicáveis apenas a um único componente.

Como estes requisitos são aplicáveis apenas ao componente do desenho, todas as suas particularidades são consideradas em função da aplicação final e, em função disto, muitos requisitos específicos contradizem requisitos amplos, por exemplo: Se a especificação de dureza no requisito amplo for de 280 HB até 320 HB, e a especificação no requisito específico for de 300 HB até 330 HB, o requisito específico é quem deve prevalecer, independente da sua magnitude.

Para fabricação, o fornecedor de componentes deve atender todos os requisitos, tanto amplos quanto específicos, porém, respeitando a maior importância e criticidade dos requisitos específicos. Além disto, em função de dificuldade na fabricação, é possível negociar com a montadora o não atendimento de alguns requisitos amplos, mas de nenhuma maneira os requisitos específicos.

#### 4.1.3 Requisitos do Componente Mecânico do Estudo

O componente deste estudo é um eixo com flange de acoplamento, o qual tem os seus requisitos detalhados na Tabela 2.

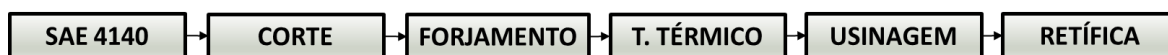
**Tabela 2 – Requisitos Amplo e Específico do Componente.**

Requisito	Amplo	Específico
Aço	SAE 4140	-
Trat. Térmico	Têmpera e revenimento	-
Dureza ( <b>HB</b> )	260 – 290	260 – 290
Tração $\sigma_y$ ( <b>MPa</b> )	Mín. 600	-
Tração $\sigma_m$ ( <b>MPa</b> )	Mín. 800	Mín. 850
Charpy entalhe “V” ( <b>J</b> )	Mín. 20	Mín. 20
Fadiga ( <b>Ciclos</b> )	-	Mín. 200.000

Na Tabela 2 pode ser verificado quais os requisitos específicos do componente estão alinhados com sua aplicação, e pode ser notado que são baseados em propriedades mecânicas e que há a necessidade do ensaio de fadiga para simular o desempenho em campo do componente. Este ensaio de fadiga é detalhado em norma específica do cliente e será mostrado posteriormente.

#### 4.2 DETALHAMENTO DO PROCESSO DE FABRICAÇÃO ATUAL.

O processo de fabricação atual do componente está mostrado, de forma simplificada, na Figura 27 e sua descrição resumida em sequência.



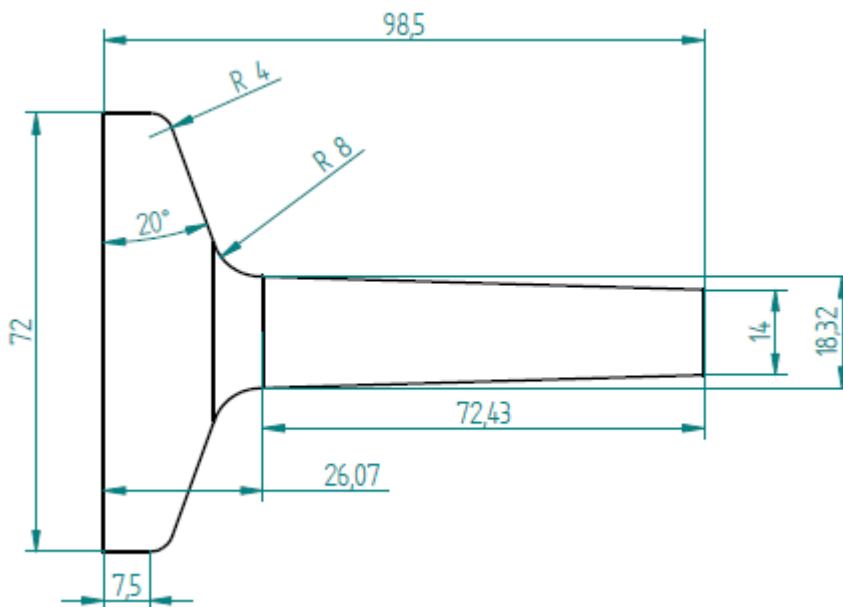
**Figura 27: Diagrama simplificado do processo de fabricação do eixo com flange. Fonte: O Autor (2017)**

O componente é fabricado em aço SAE 4140 e a matéria prima é fornecida em barras de 34,92 mm de diâmetro, a qual é cortada a frio em prensa de cisalhamento no peso especificado para o forjamento do componente.



Um problema desta primeira etapa é o aço especificado para fabricação, o qual tem aplicação exclusiva dentro da companhia, o que gera altos custos de estocagem e tem desvantagens comerciais devido ao baixo volume de compra, fazendo com que a empresa não tenha poder de barganha para melhores preços.

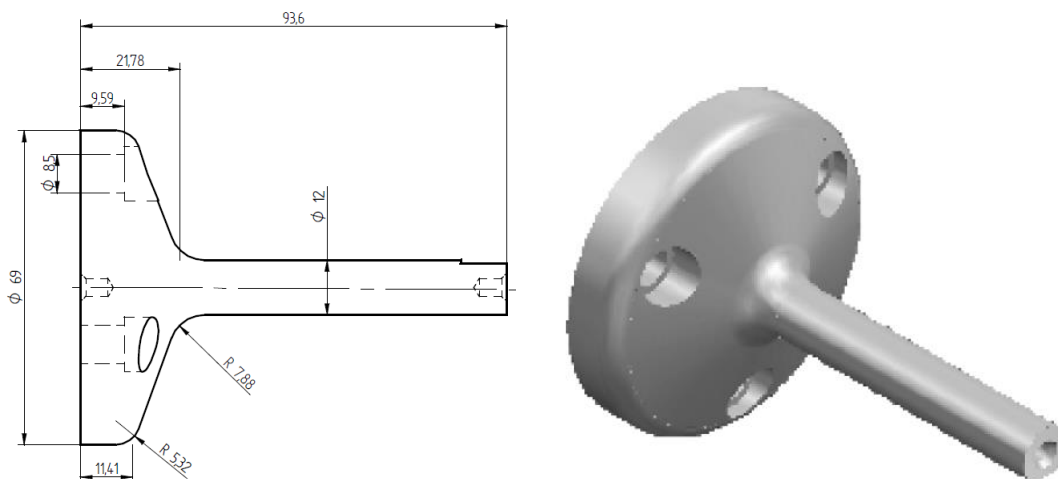
Os blanks cortados são aquecidos em forno de indução de 400 kW até a temperatura de forjamento especificada, que é entre 1100°C e 1200°C. Após isto o material aquecido é forjado em matriz fechada em prensa mecânica, do tipo freio-embreagem, com capacidade máxima de carga de 10.000 kN. A Figura 28 mostra as dimensões do componente forjado.



**Figura 28: Dimensões do Componente Forjado, em mm. Fonte: O autor (2017).**

Após o forjamento as peças são submetidas ao processo de tratamento térmico de têmpera e revenimento. Este processo é feito em forno elétrico de 156 kW do tipo câmara com atmosfera controlada e têmpera em óleo rápido e o revenimento é feito em forno elétrico tipo câmara de 54 kW, com posterior resfriamento ao ar. A especificação de dureza é aquela mostrada na Tabela 2 como requisito específico.

As peças beneficiadas são usinadas em torno CNC INDEX MC 400 e tem as dimensões especificadas na Figura 29. Após a usinagem as peças são submetidas ao processo de retífica, o qual tem por finalidade apenas reduzir a rugosidade do componente, gerando apenas alterações centesimais no componente.



**Figura 29: Dimensões do Componente Usinado. Fonte: O Autor (2017).**

Este processo produtivo apresentado possui duas operações que representam os maiores custos de produção, são elas: Tratamento térmico e retífica, além do custo da matéria-prima que tem elevada representatividade no custo total do componente.

Estes três pontos do processo terão atenção especial na avaliação do processo alternativo proposto.

#### 4.3 MATERIAIS

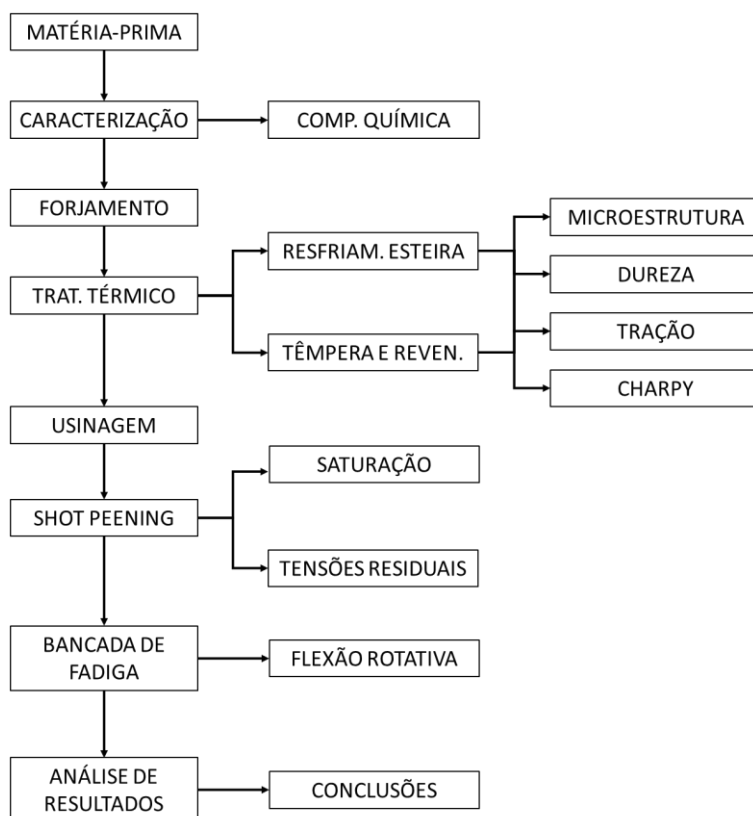
Neste trabalho foram analisados os aços SAE 1045H e o aço DIN 38MnVS6 no sentido de avaliar a possibilidade de aplicação destes como substitutos ao aço SAE 4140 do componente original, atendendo todos os requisitos específicos exigidos pelo cliente.

O primeiro é um aço médio carbono com faixa de temperabilidade garantida e comumente utilizado na fabricação de componentes mecânicos. O segundo é um aço microligado ao Vanádio e médio teor de carbono. Neste aço o Vanádio tem função de agente refinador de grão durante o resfriamento na transformação da fase austenítica para a fase ferrítica.

Os dois materiais mencionados foram utilizados na confecção do componente deste estudo a partir de barras laminadas de diâmetro de 34,92 mm.

#### 4.4 FLUXOGRAMA METODOLÓGICO

A Figura 30 apresenta as etapas e procedimentos de análise descrevendo a metodologia empregada durante a realização deste trabalho.



**Figura 30: Fluxograma da simulação física do processo produtivo. Fonte: O Autor (2017).**

O trabalho concentrou-se na observação do comportamento dos aços SAE 1045H e DIN 38MnVS6, simulados fisicamente em diferentes rotas de produção, de forma a avaliar a efetividade da sua aplicação na fabricação do componente e atendimento dos critérios específicos do cliente.

Além de avaliar a possibilidade de aços alternativos, os dois materiais propostos foram submetidos a dois processamentos térmicos diferentes sendo eles: resfriamento em esteira diretamente após o forjamento e têmpera e revenimento convencionais. O objetivo desta etapa é verificar a possibilidade de modificação do processamento térmico atual, e assim verificar se é possível atingir as propriedades mecânicas desejadas com um menor custo de produção.

Por último, no processo de acabamento foi feita uma alteração, na qual o processo de retífica foi substituído pelo processo de shot peening com o objetivo de avaliar a contribuição deste processo no resultado final da vida em fadiga do componente durante a simulação da aplicação em campo.

#### 4.5 CARACTERIZAÇÃO DA MATÉRIA-PRIMA.

A caracterização das barras laminadas redondas foi realizada com o intuito de melhor evidenciar as diferenças existentes entre o aço SAE 1045H e o aço microligado ao Vanádio DIN 38MnVS6, de forma a analisar as características dos dois aços na condição de fornecimento.

##### 4.5.1 Análise Metalográfica.

Para a caracterização microestrutural da matéria-prima foram retiradas amostras no sentido transversal das barras laminadas redondas e utilizou-se a microscopia ótica para avaliar a microestrutura das barras laminadas, visando identificar diferenças entre os dois aços no estado bruto de laminação.

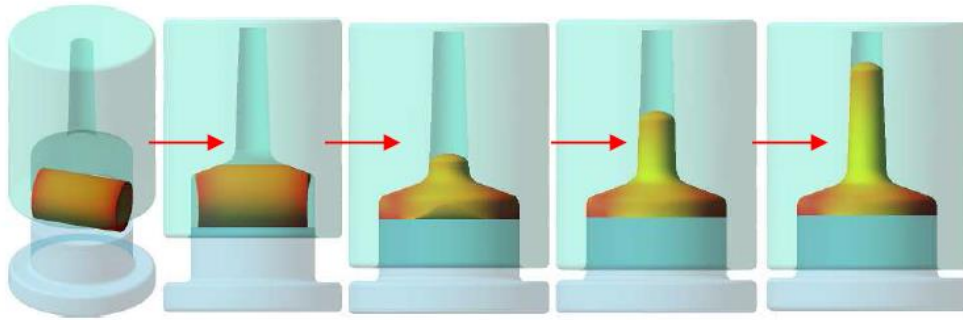
A preparação das amostras para microscopia seguiu procedimentos metalográficos convencionais. Tais procedimentos incluem lixamento das amostras nas lixas 240, 320, 400 e 600, polimento com alumina em suspensão e seguido de ataque ao Nital 4%.

##### 4.5.2 Análise da Composição Química.

A composição química dos dois aços foi avaliada em espectrômetro de emissão ótica, marca Spectro modelo Spectrolab, sendo o resultado apresentado da média de três análises. O objetivo desta análise foi apresentar as diferenças na composição química dos aços e suas possíveis implicações tanto no processo produtivo quanto nas propriedades finais e nos resultados obtidos nos experimentos realizados.

#### 4.6 PROCESSO DE FORJAMENTO.

O processo de forjamento é realizado em prensa mecânica do tipo freio-embreagem, marca Smeral, modelo LZK 1000 P, na faixa de temperaturas entre 1100°C e 1200°C em matriz fechada, sendo o preenchimento desta matriz através da extrusão vertical do eixo como mostrado na Figura 31.



**Figura 31: Extrusão do eixo e preenchimento da matriz de forjamento. Fonte: O Autor (2017).**

#### 4.7 AVALIAÇÃO DO PROCESSO DE TRATAMENTO TÉRMICO.

A análise do processo de Tratamento Térmico teve como objetivo verificar a capacidade deste processo quanto ao atendimento dos requisitos do componente quando aplicado aos dois materiais propostos neste estudo.

Na primeira etapa 15 amostras forjadas de cada aço foram submetidas ao ciclo convencional de têmpera e revenimento. A Têmpera foi realizada em forno câmara com atmosfera controlada, marca Combustol modelo RTQ, e têmpera em óleo rápido, marca Archem produto Artemp 15. O revenimento foi realizado em forno elétrico sem atmosfera, marca Combustol.

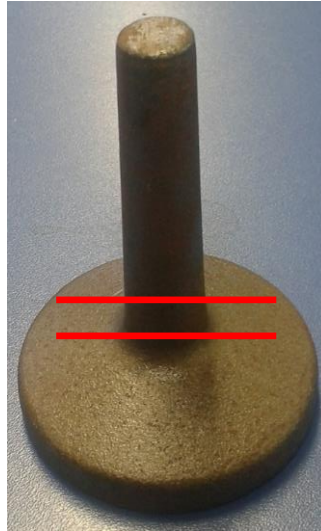
O ciclo térmico consistiu no aquecimento das peças até a temperatura de 850°C durante 1 hora e, após isto, o resfriamento foi feito em óleo de têmpera aquecido a 50°C. O revenimento foi realizado em forno elétrico e na faixa de temperatura de 590°C a 620°C por 1 hora.

Em uma segunda etapa, mais 15 amostras de cada aço foram submetidas ao resfriamento com ar forçado em esteira, diretamente após o processo padrão de forjamento. Após isto, foram comparadas as propriedades mecânicas destas amostras com aquelas produzidas no processo convencional de têmpera e revenimento. Verificou-se que o processo de resfriamento com ar forçado do aço microligado gerou propriedades mecânicas que possibilitariam utilizá-lo como substituto do aço original, eliminando-se, com isso, a etapa do tratamento térmico de têmpera e revenimento, com a conseqüente redução nos custos de produção.

A esteira de resfriamento do processo industrial possui 3,5 metros de comprimento e cada peça leva 7 minutos e 15 segundos para percorrê-la. A temperatura média de entrada foi de, aproximadamente, 1020°C e a temperatura média de saída foi de, aproximadamente, 370°C. A taxa de resfriamento estimada, por medições com pirômetro, ficou em aproximadamente 90°C/min.

#### 4.7.1 Análise Microestrutural.

Devido à geometria da peça, foi selecionada uma região com elevada taxa de deformação para efetivar a análise microestrutural, conforme indica a Figura 32.



**Figura 32: Local do corpo de prova para análise metalográfica. Fonte: O Autor (2017).**

Utilizou-se microscopia ótica para avaliar a microestrutura das amostras, visando identificar diferenças entre os resultados dos diferentes aços analisados. Essa avaliação foi importante para caracterizar as microestruturas obtidas, e para isto foi utilizado um microscópio Carl Zeiss Axio Imager.

A preparação das amostras para microscopia seguiu procedimentos metalográficos convencionais, mencionados anteriormente em 4.5.1, seguido de ataque com Nital 4%.

#### 4.7.2 Ensaios de Dureza.

Após o forjamento e o tratamento térmico, todas as amostras tiveram suas durezas medidas em durômetro Brinell, marca Digimes model 400.011 Plus, sendo as seguintes condições:

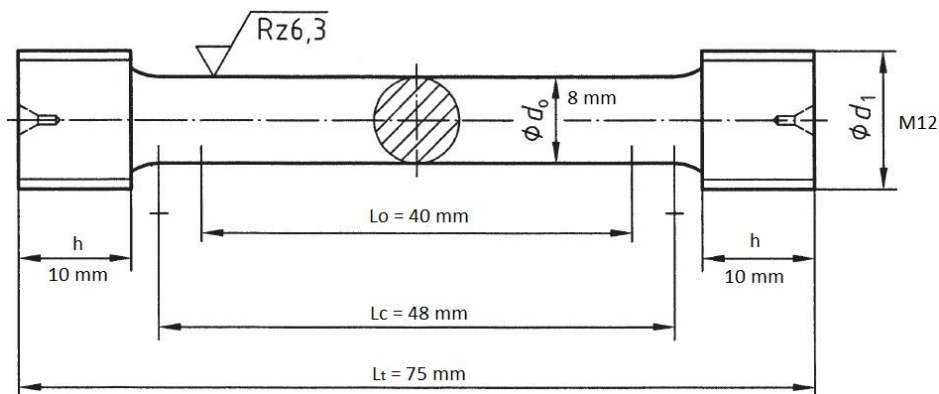
- a) 15 amostras do SAE 1045H com resfriamento em esteira.
- b) 15 amostras do SAE 1045H com beneficiamento convencional.
- c) 15 amostras do DIN 38MnVS6 com resfriamento em esteira.
- d) 15 amostras do DIN 38MnVS6 com beneficiamento convencional.

Os resultados foram dispostos em gráficos para que toda dispersão dos valores ficasse mais visível.

#### 4.7.3 Ensaio de Tração.

O objetivo desse ensaio foi comparar a resistência obtida com dois aços diferentes e submetidos a processamentos térmicos diferentes com corpos de prova extraídos da haste do eixo. Verificou-se os efeitos do resfriamento em esteira e do beneficiamento convencional nessas propriedades mecânicas das amostras.

Os corpos de prova para o ensaio de tração foram preparados segundo a norma DIN 50.125 e as dimensões dos CPs de tração estão apresentadas na Figura 33.



**Figura 33: Dimensões do corpo de prova de tração. Fonte: O Autor (2017).**

Essas dimensões foram escolhidas devido às limitações impostas pela geometria do componente, uma vez que a única secção onde era possível a extração dos CP's era a haste do eixo com 72 mm de comprimento.

Para os ensaios de tração foram produzidos, no total, 20 corpos de prova, sendo os valores finais a média de quatro ensaios para cada uma das seguintes condições:

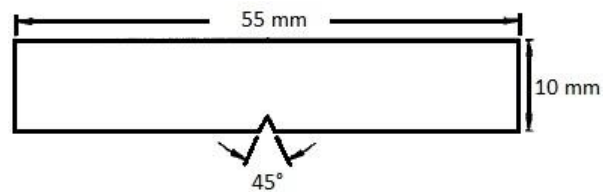
- 5 CP's para o SAE 1045H forjado a quente e com resfriamento em esteira;
- 5 CP's para o SAE 1045H forjado a quente e com beneficiamento convencional;
- 5 CP's para o DIN 38MnVS6 forjado a quente e com resfriamento em esteira;
- 5 CP's para o DIN 38MnVS6 forjado a quente e com beneficiamento convencional;

#### 4.7.4 Ensaio Charpy.

O objetivo desse ensaio foi comparar o desempenho dos materiais nas condições mencionadas em 4.7.3 quanto a sua resistência ao impacto, sendo os corpos de prova extraídos do flange do componente.

O ensaio e os corpos de prova para o ensaio de Impacto foram preparados segundo as normas DIN EN 10.0045-1 e DIN 50.115 e as dimensões do CP estão apresentadas na Figura 34.

O ensaio foi realizado para uma única condição de entalhe e na temperatura de 25°C. Cada condição de material e tratamento térmico foi analisada com 5 corpos de prova para ensaio com entalhe em “V”.



**Figura 34: Dimensões dos corpos de prova para ensaio Charpy. Fonte: O Autor (2017).**

#### 4.8 PROCESSO DE USINAGEM.

O processo de usinagem foi realizado em torno CNC e produziu peças nas dimensões mostradas na Figura 29. Uma imagem do componente usinado pode ser vista na Figura 35.



**Figura 35: Componente Usinado. Fonte: O Autor (2017).**



#### 4.9 AVALIAÇÃO DO PROCESSO DE *SHOT PEENING*.

O processo de *shot peening* foi avaliado quanto a sua capacidade de melhorar o desempenho em fadiga do componente mecânico deste estudo, através da indução de tensões residuais compressivas na superfície do material.

Este processo de *shot peening* foi realizado em máquina com turbina e com granalha S-390P, já disponível na companhia e utilizada para outro componente.

##### 4.9.1 Curvas de Saturação.

Para determinação da intensidade do *shot peening* foram levantadas curvas de saturação submetendo Almen Strips a diferentes tempos de jateamento.

O tempo inicial de jateamento foi de 3 minutos e a cada novo ensaio o tempo de jateamento foi duplicado. A cada ciclo analisado dois Almen Strips foram utilizados, e a deflexão destes foi medida com o Almen Gauge, sendo o valor plotado no gráfico a média dos valores medidos em cada Almen Strip, como mostra a Tabela 3, já incluindo os valores obtidos.

A determinação do tempo de *shot peening* é baseada na norma SAE J443 (SAE-J443, 2010) (KIRK, 2012). Neste procedimento é padronizado que o tempo T de *shot peening* é aquele que quando duplicado, a deflexão do Almen Strip aumenta, no máximo, 10%.

**Tabela 3 – Determinação da Curva de Saturação do Processo de *shot peening*.**

Tempo (min)	1ª Curva		2ª Curva	
	Def. Almen Strip 1 (mm)	Def. Almen Strip 2 (mm)	Def. Almen Strip 1 (mm)	Def. Almen Strip 2 (mm)
3	0,19	0,22	0,23	0,25
6	0,30	0,32	0,32	0,32
12	0,36	0,35	0,37	0,36
24	0,38	0,37	0,39	0,39

##### 4.9.2 Tensões Residuais Induzidas no Almen Strip.

Após o levantamento das curvas de saturação e a determinação do tempo de *shot peening*, novas lâminas foram submetidas ao processo de jateamento no tempo estabelecido na avaliação anterior.

Nesta análise, duas lâminas foram jateadas durante o tempo de 12 minutos. Após isto as chapas não foram soltas do Almen Holder para que não houvesse o alívio de tensão residual aplicada.

As chapas foram submetidas ao processo de difração de Raios-X para que as tensões induzidas no Almen Strip fossem quantificadas, sendo cada Strip foi medido em 5 pontos.

#### 4.9.3 Tensões Induzidas nas Amostras.

Para avaliação das tensões residuais induzidas pelo processo de *shot peening*, as peças foram submetidas ao processo de Difração de Raios-X.

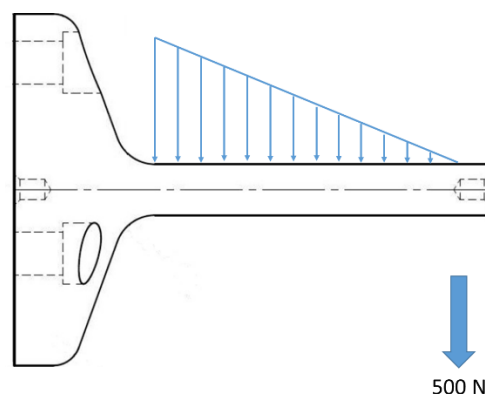
Cada peça foi medida em 3 pontos e os valores foram dispostos em uma tabela. Além disto, o ângulo de difração,  $\Psi$ , foi variado de  $-45^\circ$  a  $45^\circ$ , sendo este intervalo subdividido em 15 intervalos menores.

### 4.10 AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA A FADIGA.

O desempenho em fadiga do componente foi avaliado através de um ensaio rotacional, o qual é especificado em projeto. O ensaio e a metodologia de avaliação estão descritos a seguir.

#### 4.10.1 Descrição do Ensaio.

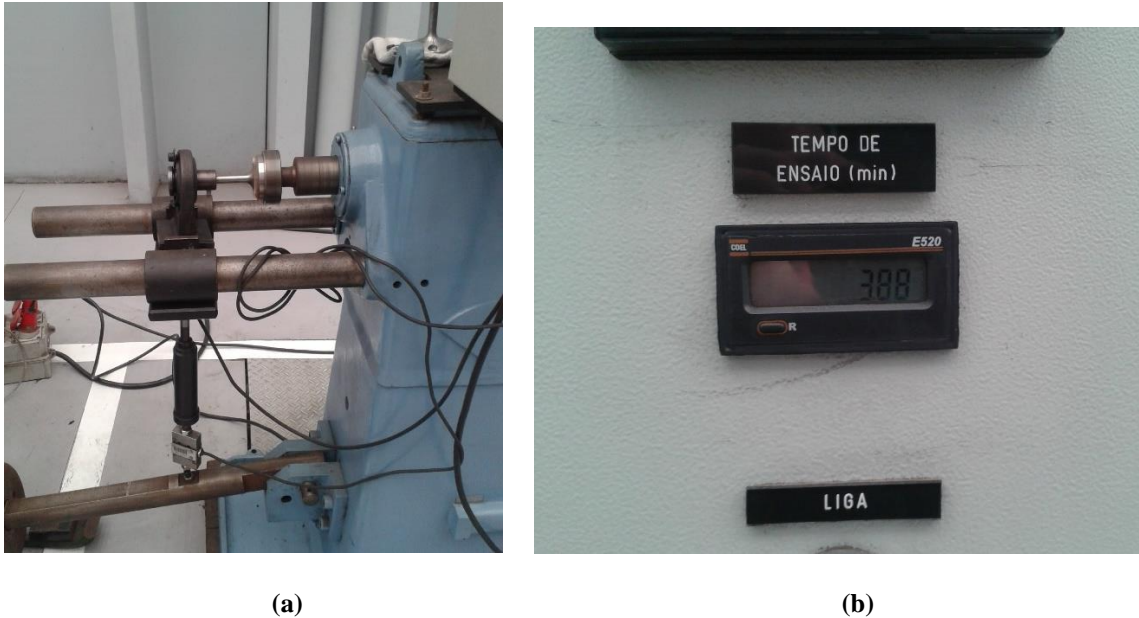
O ensaio de fadiga consiste em fixar o componente já pronto em uma bancada através da furação do flange do eixo. Na extremidade oposta ao flange do componente é aplicada uma carga de projeto de 500 N, a qual gera um momento fletor na haste, como mostrado na Figura 36. A aplicação da carga é feita através de uma bucha com rolamento montada na extremidade da haste com a função de acoplar o carregamento ao componente e permitir a rotação durante o ensaio.



**Figura 36: Desenho esquemático da carga aplicada no componente mecânico e do momento fletor na haste. Fonte: O Autor (2017)**

O equipamento de simulação de desempenho em campo executa 500 ciclos de carregamento por minuto e o controle do número de ciclos do ensaio é feito através de um

cronômetro que monitora o tempo do ensaio até a ruptura. No momento da ruptura a bucha de acoplamento aciona uma chave eletrônica que para o cronômetro, assim, o número de ciclos é calculado pela multiplicação do tempo do ensaio, em minutos, e da frequência do ensaio de 500 ciclos por minuto. A bancada de simulação está mostrada na Figura 37.



**Figura 37: (a) Bancada de fadiga e (b) cronômetro do ensaio. Fonte: O Autor (2017).**

#### 4.10.2 Avaliação do desempenho em Fadiga.

O desempenho em fadiga dos componentes foi realizado conforme descrito no item 4.10.1. Cada condição foi avaliada com três amostras e o resultado do número de ciclos até a ruptura foi disposto em um gráfico de barras. As condições avaliadas neste ensaio estão mostradas na Tabela 4.

**Tabela 4 – Condições das amostras avaliadas no ensaio de Fadiga.**

Amostra	Aço	Trat. Térmico	shot peening	Quantidade
1045H-RE	SAE 1045H	Resfriamento em esteira	NÃO	3
1045H-RE-SP	SAE 1045H	Resfriamento em esteira	SIM	3
1045H-TC	SAE 1045H	Têmpera e Revenimento	NÃO	3
1045H-TC-SP	SAE 1045H	Têmpera e Revenimento	SIM	3

38MnVS6-RE	DIN 38MnVS6	Resfriamento em esteira	NÃO	3
38MnVS6-RE-SP	DIN 38MnVS6	Resfriamento em esteira	SIM	3
38MnVS6-TC	DIN 38MnVS6	Têmpera e Revenimento	NÃO	3
38MnVS6-TC-SP	DIN 38MnVS6	Têmpera e Revenimento	SIM	3

As siglas acima foram elaboradas para resumir as condições das amostras, por exemplo, o início da sigla representa o material: 1045H ou 38MnVS6. A segunda parte da sigla, após o se refere ao tratamento térmico realizado, sendo “RE” para resfriamento em esteira e “TC” para têmpera e revenimento. A terceira parte da sigla pode conter as letras “SP”, para os materiais que passaram pelo processo de shot peening, ou não conter letra alguma, indicando que os materiais não foram submetidos ao shot peening.

## 5. RESULTADOS.

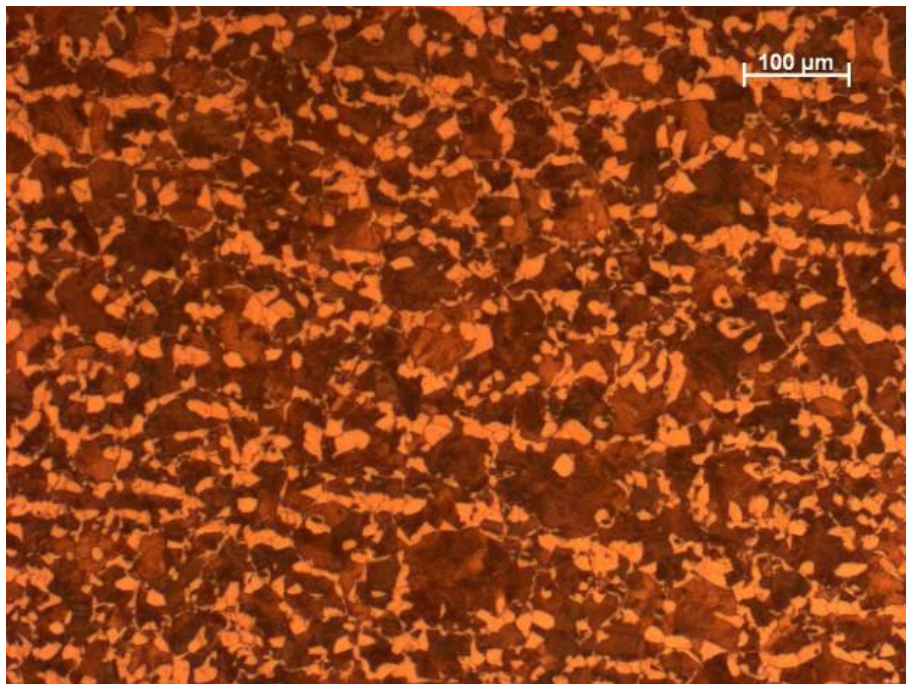
Nas páginas a seguir serão apresentados os resultados obtidos nos experimentos descritos na metodologia experimental. Primeiramente estarão relacionados os dados referentes aos dois aços utilizados como matéria-prima e, posteriormente, os dados relativos a cada etapa estudada no processo de fabricação simulado fisicamente.

### 5.1 CARACTERIZAÇÃO DA MATÉRIA-PRIMA.

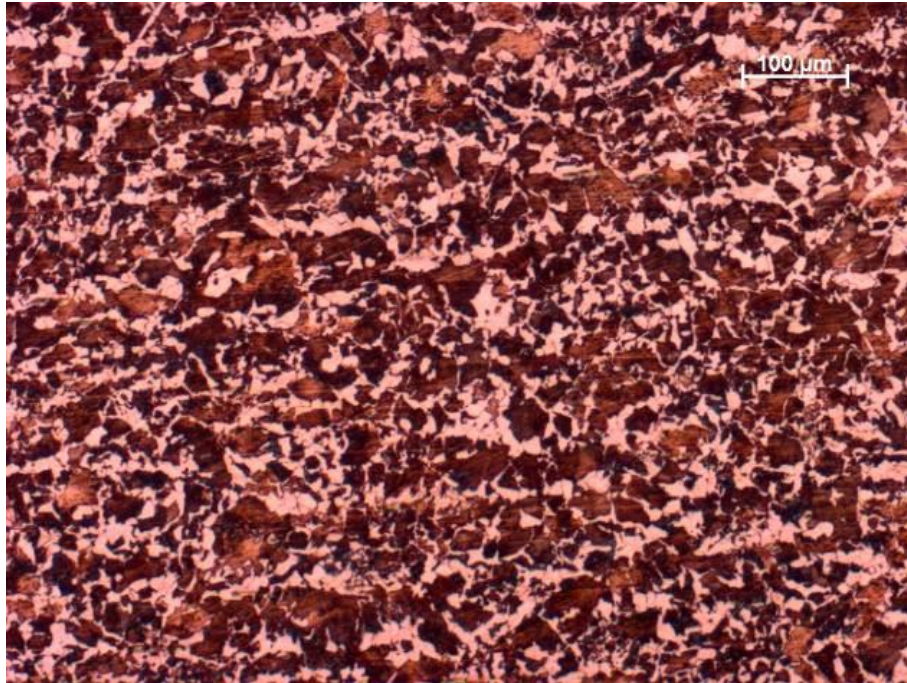
A caracterização da matéria-prima pode ser evidenciada com os resultados de análise metalográfica e composição química, mostrados a seguir.

#### 5.1.1 Análise Metalográfica.

A análise metalográfica foi realizada conforme os procedimentos descritos no item 4.5.2 e as microestruturas podem ser vistas a seguir.



**Figura 38: Metalografia da Matéria-prima do SAE 1045H. Microestrutura formada por perlita e ferrita. Aumento de 100x, ataque Nital 4%.**



**Figura 39: Metalografia da Matéria-prima do DIN 38MnVS6. Microestrutura formada por perlita e ferrita refinada. Aumento 100x, ataque Nital 4%.**

### 5.1.2 Análise da Composição Química.

O resultado da composição química do aço SAE 1045H pode ser visto na Tabela 5.

**Tabela 5 – Composição do aço SAE 1045H.**

	%C	% Mn	%Si	%Cr	%Ni	%Mo	%V	%S	%P
Norma	0,42	0,50	0,15	-	-	-	-	-	-
Média	0,44	0,82	0,30	0,11	0,12	0,06	-	0,02	0,01
Norma	0,51	1,00	0,35	-	-	-	-	0,05	0,03

O resultado da composição química do DIN 38MnVS6 pode ser visto na Tabela 6.

**Tabela 6 – Composição química do DIN 38MnVS6.**

	%C	% Mn	%Si	%Cr	%Ni	%Mo	%V	%S	%P
Norma	0,34	1,2	0,15	-	-	-	0,08	0,02	-
Média	0,40	1,3	0,45	0,18	0,02	0,04	0,12	0,02	0,01
Norma	0,41	1,6	0,80	0,3	-	0,08	0,20	0,06	0,0025

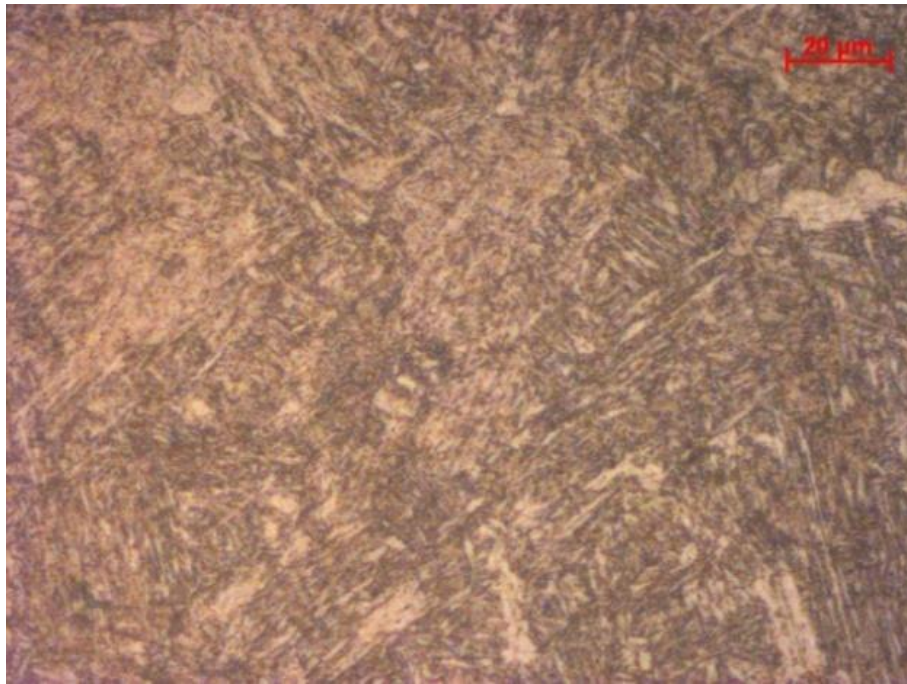
## 5.2 AVALIAÇÃO DO PROCESSO DE TRATAMENTO TÉRMICO.

A avaliação do processo de tratamento térmico foi realizada através dos ensaios metalográficos, como também da avaliação das durezas obtidas, além da avaliação da resistência à tração e do ensaio de impacto Charpy.

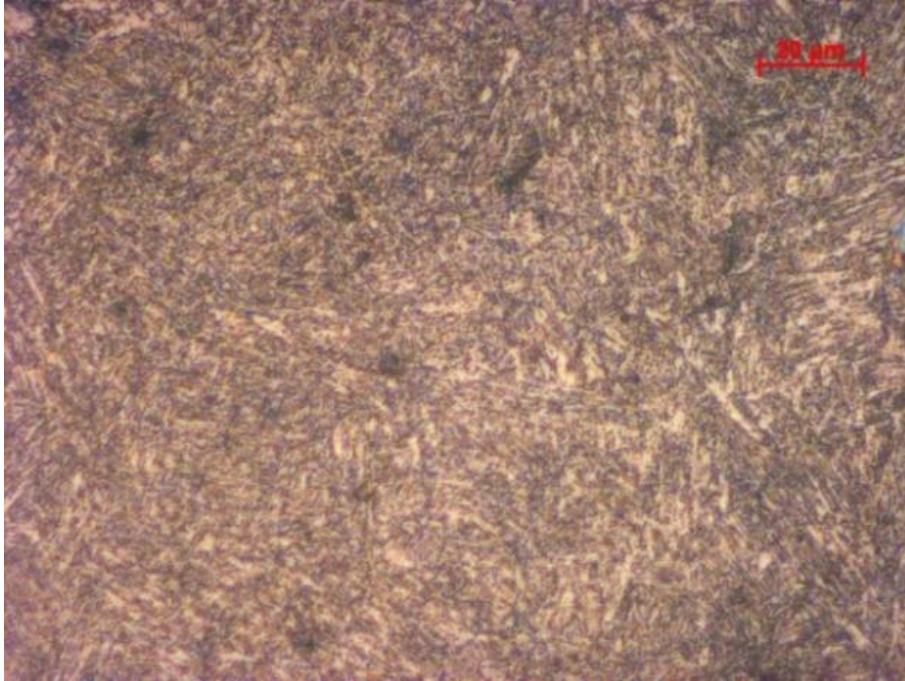
Os resultados de todos os ensaios mencionados podem ser vistos a seguir.

### 5.2.1 Análise Microestrutural.

As microestruturas obtidas para o SAE 1045H e para o DIN 38MnVS6 após o tratamento térmico de têmpera e revenimento podem ser vistas, respectivamente, na Figura 40 e na Figura 41.



**Figura 40: Metalografia do SAE 1045H após têmpera e revenimento. Microestrutura formada por Martensita revenida. Aumento de 500x, ataque nital 4%.**



**Figura 41: Metalografia do DIN 38MnVS6 após têmpera e revenimento. Microestrutura formada por Martensita revenida. Aumento de 500x, ataque nital 4%.**

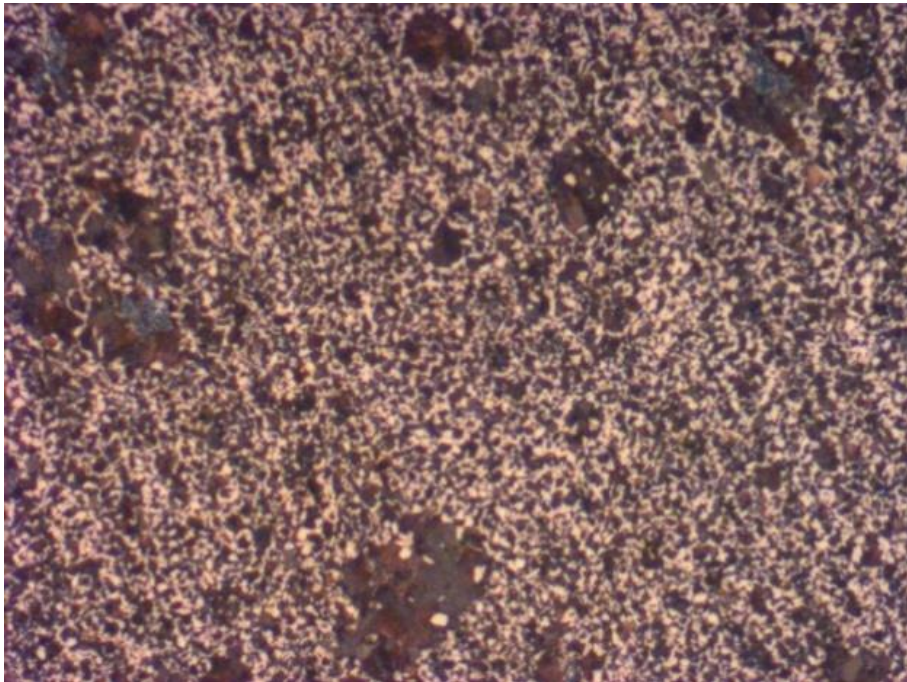
Para os dois aços avaliados pode-se notar que a têmpera apresentou resultado satisfatório através da formação de estrutura martensítica.

As microestruturas obtidas para o SAE 1045H e para o DIN 38MnVS6, após o tratamento térmico de resfriamento forçado em esteira podem ser vistas, respectivamente, na Figura 42 e na Figura 43.





**Figura 42: Metalografia do SAE 1045H após resfriamento em esteira. Microestrutura formada por perlita e ferrita refinada. Aumento de 100x, ataque nital 4%.**



**Figura 43: Metalografia do DIN 38MnVS6 após resfriamento em esteira. Microestrutura formada por Perlita e ferrita refinada. Aumento de 100x, ataque nital 4%.**

Pode-se notar que o resfriamento em esteira forma estruturas compostas por perlita e ferrita refinada, devido a condição imposta pelo resfriamento com ar forçado imediatamente após a conformação a quente.

### 5.2.2 Ensaio de Dureza.

Todas as amostras foram submetidas ao ensaio de dureza e os resultados verificados estão dispostos nas tabelas a seguir.

O aço SAE 1045H submetido ao processo de têmpera e revenimento foi avaliado em Ensaio de dureza Brinell e os resultados estão dispostos na Tabela 7.

**Tabela 7 – Durezas verificadas no SAE 1045H submetido ao processo de Têmpera e revenimento.**

Amostra	Dureza (HB)	Amostra	Dureza (HB)	Amostra	Dureza (HB)
01	266	06	271	11	265
02	268	07	272	12	263
03	270	08	267	13	268
04	270	09	268	14	262
05	266	10	267	15	266
<b>Média = 265,5 HB</b>			<b>Desvio Padrão = 3,56 HB</b>		

O aço DIN 38MnVS6 submetido ao processo de têmpera e revenimento foi analisado quanto a sua dureza da mesma maneira que o SAE 1045H e os resultados estão dispostos na Tabela 8.

**Tabela 8 – Durezas verificadas no DIN 38MnVS6 submetido ao processo de Têmpera e revenimento.**

Amostra	Dureza (HB)	Amostra	Dureza (HB)	Amostra	Dureza (HB)
01	269	06	269	11	266
02	266	07	266	12	262
03	262	08	262	13	265
04	272	09	264	14	261
05	274	10	262	15	260
<b>Média = 264,9 HB</b>			<b>Desvio Padrão = 3,55 HB</b>		

Pode-se notar que para ambos os aços as durezas foram homogêneas, isto se deve ao conjunto de fatores como velocidade de resfriamento do meio de têmpera, temperabilidade do aço e controle da temperatura de revenimento.

O aço SAE 1045H submetido ao processo de resfriamento em esteira foi analisado quanto a sua distribuição de durezas e os resultados estão mostrados na Tabela 9.

**Tabela 9 – Durezas verificadas no SAE 1045H submetido ao processo de Resfriamento em Esteira.**

Amostra	Dureza (HB)	Amostra	Dureza (HB)	Amostra	Dureza (HB)
01	217	06	214	11	209
02	220	07	221	12	215
03	211	08	220	13	218
04	208	09	216	14	209
05	213	10	209	15	217
<b>Média = 214,2 HB</b>			<b>Desvio Padrão = 4,12 HB</b>		

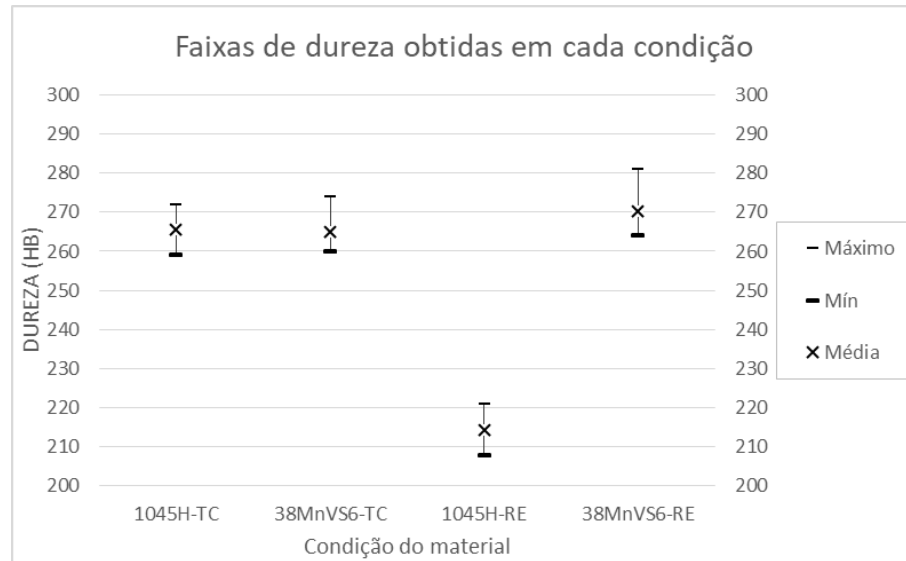
A mesma análise foi realizada para o DIN 38MnVS6, e os resultados de dureza estão mostrados na Tabela 10.

**Tabela 10 – Durezas verificadas no DIN 38MnVS6 submetido ao processo de Resfriamento em Esteira.**

Amostra	Dureza (HB)	Amostra	Dureza (HB)	Amostra	Dureza (HB)
01	266	06	269	11	264
02	269	07	279	12	268
03	265	08	266	13	266
04	273	09	279	14	277
05	272	10	277	15	267
<b>Média = 270,3 HB</b>			<b>Desvio Padrão = 5,17 HB</b>		

Pode-se notar que o resultado de dureza entre os dois aços submetidos ao resfriamento em esteira é discrepante, uma vez que o SAE 1045H fica com durezas muito abaixo dos valores desejados e o DIN 38MnVS6 atinge valores da mesma ordem que os aços temperados e revenidos. Isto se deve a presença de Vanádio no DIN 38MnVS6 que tem um papel fundamental no refino de grão ferrítico na transformação de fase durante o resfriamento.

Os resultados dos ensaios de dureza estão unificados e dispostos em formato de gráfico de barras na Figura 44. É possível notar que o aço DIN 38MnVS6 nas duas condições de tratamento térmico e o SAE 1045H na condição de temperado e revenido apresentam faixa de durezas semelhantes. Já o aço SAE 1045H na condição de Resfriamento em esteira tem um resultado muito inferior aos demais.



**Figura 44: Comparação das faixas de dureza obtidas para cada um dos aços submetidos aos dois processos de tratamento térmico. Fonte: O Autor (2017).**

### 5.2.3 Ensaio de Tração.

Cada uma das condições de material e tratamento térmico foi avaliada quanto a sua resistência mecânica através do ensaio de tração.

Os resultados quanto ao limite de escoamento e a resistência máxima do SAE 1045H Temperado e Revenido estão mostrados na Tabela 11.

**Tabela 11 – Limite de escoamento e Resistência máxima do SAE 1045H temperado e revenido.**

CP	Ry (MPa)	Rm (MPa)
1	724	882
2	753	868
3	742	896
4	684	875
5	715	885
Média	723,6	881,2
Desvio P.	26,7	10,6

Da mesma forma, os resultados do DIN 38MnVS6 temperado e revenido estão mostrados na Tabela 12.

**Tabela 12 – Limite de escoamento e Resistência máxima do DIN 38MnVS6 temperado e revenido.**

CP	Ry (MPa)	Rm (MPa)
1	742	902
2	731	897
3	723	872
4	757	895
5	740	886
Média	738,6	890,4
Desvio P.	12,8	11,8

Pode-se notar que mesmo com durezas muito semelhantes, o desempenho em resistência mecânica é diferente, assim como o limite de escoamento.

Para os aços com resfriamento em esteira os dados estão mostrados a seguir, sendo os resultados obtidos para o SAE 1045H dispostos na Tabela 13 e os resultados do DIN 38MnVS6 estão na Tabela 14.

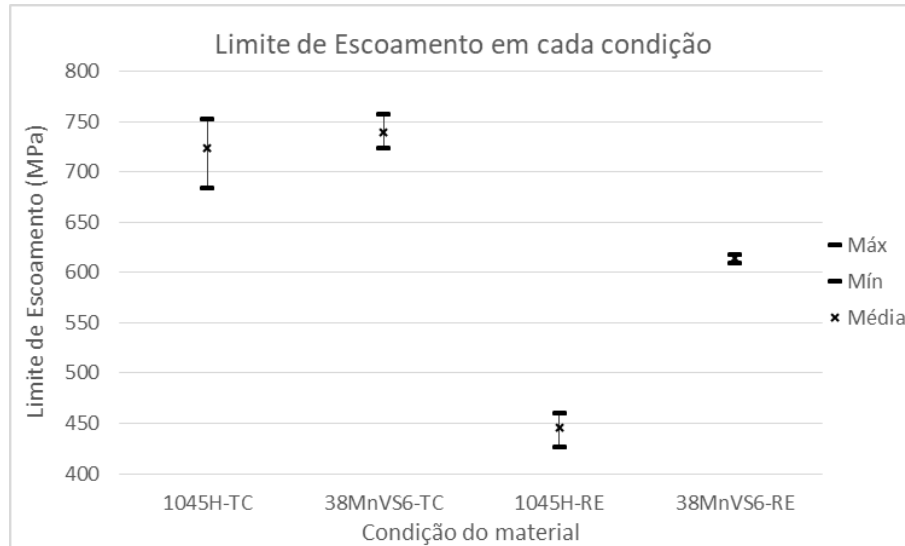
**Tabela 13 – Limite de escoamento e Resistência máxima do SAE 1045H com resfriamento es esteira.**

CP	Ry (MPa)	Rm (MPa)
1	451	709
2	427	716
3	460	697
4	447	714
5	445	720
Média	446	711,2
Desvio P.	12,1	8,9

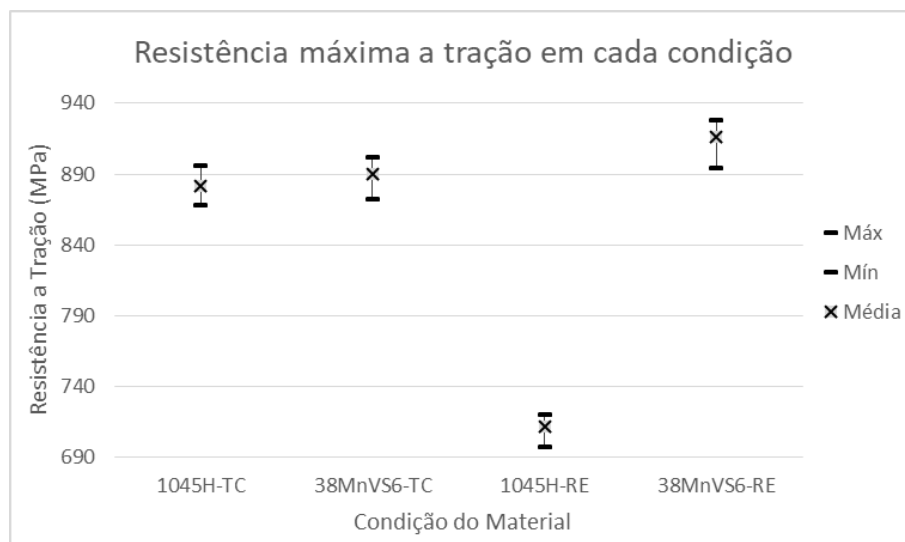
**Tabela 14 – Limite de escoamento e Resistência máxima do DIN 38MnVS6 com resfriamento em esteira.**

CP	Ry (MPa)	Rm (MPa)
1	618	894
2	612	922
3	609	922
4	618	928
5	612	916
Média	613,8	916,4
Desvio P.	4	13,2

Os resultados obtidos e mostrados nas quatro tabelas acima estão unificados e disposto em um gráfico de barras, para melhor avaliação da faixa de resultados de cada uma das condições e também para comparação entre os diferentes resultados. Os resultados podem ser vistos na Figura 45 e na Figura 46.



**Figura 45: Comparação das faixas de limite de escoamento obtidas para cada uma das condições avaliada. Fonte: O Autor (2017).**



**Figura 46: Comparação das faixas de resistência máxima obtidas para cada uma das condições avaliadas. Fonte: O Autor (2017).**

#### 5.2.4 Ensaio Charpy.

A avaliação quanto à resistência ao impacto do componente foi feita através do ensaio Charpy com entalhe em “V” na temperatura de 25°C.

Os resultados verificados para o SAE 1045H com tratamento térmico de têmpera convencional pode ser visto na Tabela 15.

**Tabela 15 – Resultados para o ensaio Charpy entalhe em V à temperatura de 25°C para o SAE 1045H submetido ao processo de Têmpera convencional.**

CP	CVN 25°C (J)
1	28
2	28
3	27
4	24
5	24
Média	26,2
Desvio P.	2,0

Os resultados verificados no ensaio do DIN 38MnVS6 com tratamento de têmpera convencional podem ser vistos na Tabela 16.

**Tabela 16 – Resultados para o ensaio Charpy entalhe em V à temperatura de 25°C para o DIN 38MnVS6 submetido ao processo de Têmpera convencional.**

CP	CVN 25°C (J)
1	29
2	24
3	25
4	27
5	23
Média	25,6
Desvio P.	2,4

Os aços submetidos ao tratamento de resfriamento em esteira foram avaliados da mesma forma que os aços temperados e revenidos. Os resultados do SAE 1045H podem ser vistos na Tabela 17 e os resultados do DIN 38MnVS6 podem ser vistos na Tabela 18.

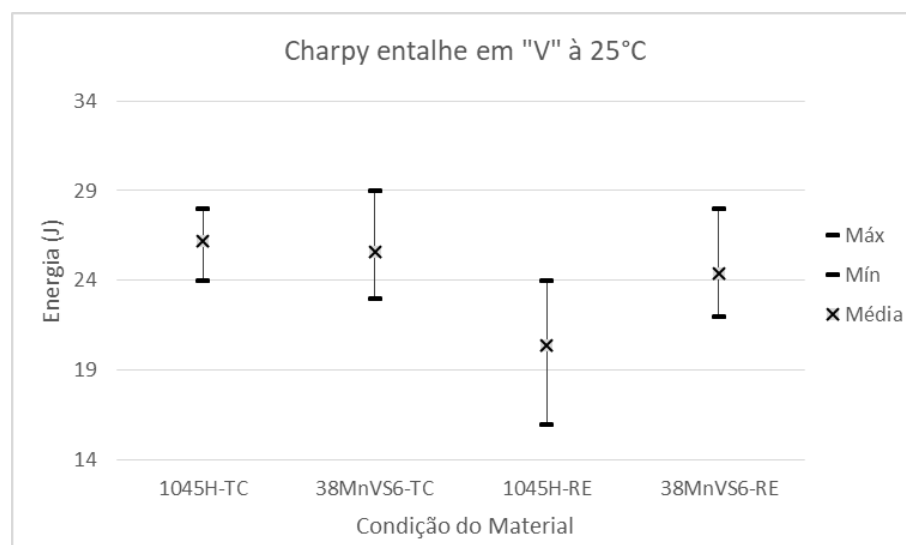
**Tabela 17 – Resultados para o ensaio Charpy entalhe em V à temperatura de 25°C para o SAE 1045H submetido ao processo de resfriamento em esteira.**

CP	CVN 25°C (J)
1	16
2	20
3	23
4	19
5	24
Média	20,4
Desvio P.	3,2

**Tabela 18 – Resultados para o ensaio Charpy entalhe em V à temperatura de 25°C para o DIN 38MnVS6 submetido ao processo de resfriamento em esteira.**

CP	CVN 25°C (J)
1	28
2	23
3	24
4	22
5	25
Média	24,4
Desvio P.	2,3

Todos os resultados obtidos nos ensaios foram dispostos em gráficos de barras para facilitar a comparação dos mesmos. O gráfico dos resultados pode ser visto na Figura 47.



**Figura 47: Comparação dos resultados do ensaio Charpy com entalhe em "V". Fonte: O Autor (2017).**



### 5.3 AVALIAÇÃO DO PROCESSO DE *SHOT PEENING*.

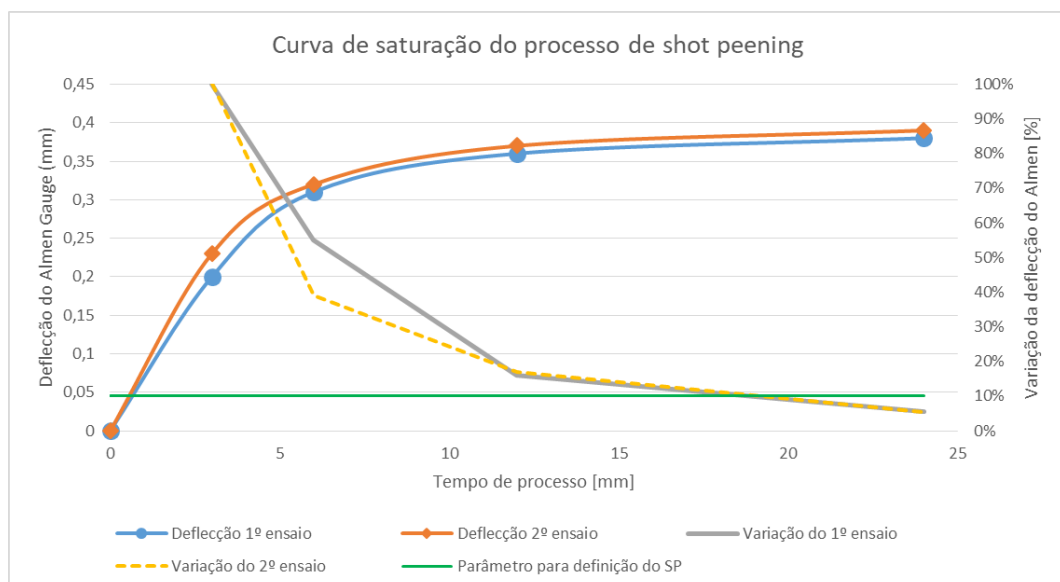
O processo de *shot peening* foi avaliado pela sua curva de saturação do almen strip, como método de validação do tempo de processamento. Além disto, as lâminas Almen foram analisadas por difração de raios-x para verificar a magnitude das tensões residuais induzidas. Por último, as peças processadas pelo *shot peening* foram analisadas por Difração de Raios-X para avaliar o efeito do *shot peening* no componente acabado.

#### 5.3.1 Curvas de Saturação.

O levantamento das curvas de saturação do processo de *shot peening* foi executado como detalhado anteriormente em 4.9.1. As duas curvas levantadas podem ser vistas na Figura 48 e, junto destas, a deflecção do almen strip em cada tempo de processamento.

A curva de redução deflecção do Almen strip foi plotada no gráfico junto a linha que especifica a variação de 10%. Pode-se notar que em ambos ensaios o tempo de processamento que permitiu atingir a especificação de variação de 10%, ou menos, na deflecção foi de 12 minutos.

O tempo de processamento pode parecer um pouco elevado quando comparado a processos realizados com máquinas de jato direcionado, porém, para máquinas de tambor, que utilizam turbina para aceleração da granalha, este tempo maior é comum.



**Figura 48: Curvas de saturação do processo de *shot peening* e variação de deflecção do Almen Strip. Fonte: O Autor (2017).**

### 5.3.2 Tensões Residuais induzidas no Almen Strip.

Após o levantamento das curvas de saturação, novas lâminas processadas no *shot peening* foram submetidas a medição das tensões residuais por Difração de Raios-X.

Os resultados podem ser vistos na Tabela 19.

**Tabela 19 – Resultados da Medição das tensões induzidas no Almen Strip.**

Amostra	Tensão Residual
	(MPa)
1	- 477
2	- 476
3	- 478
4	- 469
5	- 456
Média	-471,2
Desvio P.	9,2

### 5.3.3 Tensões Residuais Induzidas nas amostras.

Amostras das quatro condições de material submetidas ao processo de *shot peening* foram medidas no processo de difração de raios X. Também, as amostras sem *shot peening* foram medidas na condição de usinado. Os resultados desta análise podem ser vistos na Tabela 20.

**Tabela 20 – Resultados da medição de tensões residuais nos componentes acabados e submetidos ao processo de *shot peening*.**

Condição [Código]	Tensões Residuais [MPa]			Média	Desvio P.
	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3		
1045H-RE	+171	+157	+180	171,1	12,1
	+155	+175	+181		
	+155	+182	+183		
1045H-RE-SP	-484	-509	-502	-498,2	11,4
	-507	-508	-495		
	-485	-510	-484		
1045H-TC	+186	+171	+177	172,6	8,6
	+176	+183	+169		
	+167	+159	+166		
1045H-TC-SP	-636	-619	-642	-631,9	10,0

	-628	-631	-627		
	-652	-627	-625		
38MnVS6-RE	+181	+168	+176	175,0	8,9
	+178	+189	+171		
	+184	+164	+164		
38MnVS6-RE-SP	-681	-770	-772	-734,2	34,2
	-711	-756	-723		
	-699	-771	-725		
38MnVS6-TC	+189	+195	+182	191,7	5,7
	+188	+191	+200		
	+197	+192	+195		
38MnVS6-TC-SP	-654	-630	-651	-644,3	12,7
	-649	-639	-633		
	-651	-627	-665		

#### 5.4 AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA EM FADIGA.

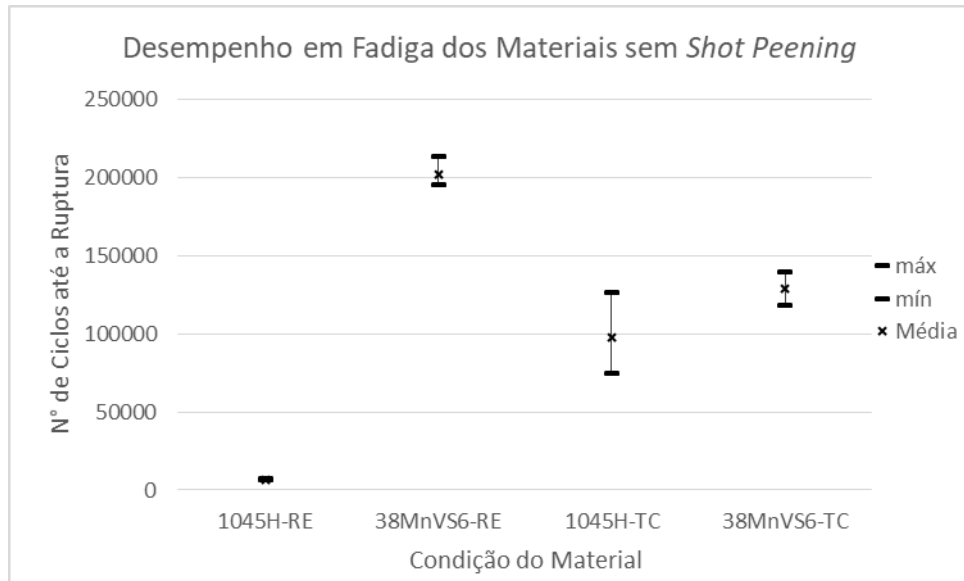
A avaliação da resistência em fadiga foi realizada através do ensaio descrito em 4.10.1.

Os resultados para os materiais que não foram submetidos ao processo de *shot peening* estão dispostos na Tabela 21 e na Figura 49.

**Tabela 21 – Resultados do número de ciclos até a ruptura para os materiais sem *shot peening*.**

Material	Ciclos até a ruptura			Média	Desvio P.
	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3		
1045H-RE	6300 *	6600 *	7300 *	6733	513
38MnVS6-RE	198000 *	195000 *	213000	202000	9644
1045H-TC	74400 *	92000 *	126500 *	97633	26503
38MnVS6-TC	127800 *	139700 *	118500 *	128666	10627

\* Resultados abaixo do limite inferior especificado.



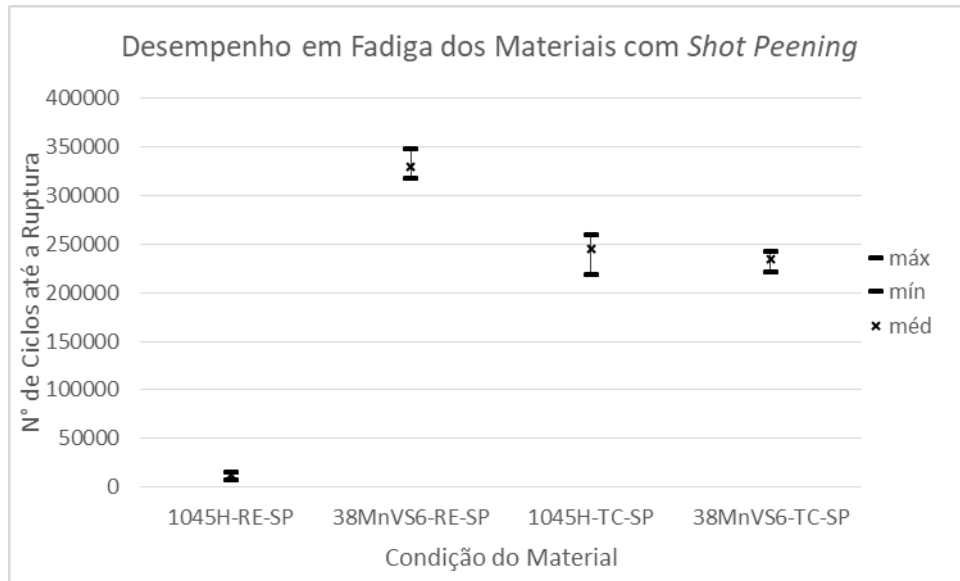
**Figura 49: Resultados do desempenho em fadiga para os materiais sem shot peening.**

Os resultados para os materiais submetidos ao processo de *shot peening* estão dispostos na Tabela 22 e na Figura 50.

**Tabela 22 – Resultados do número de ciclos até a ruptura para os materiais com shot peening.**

Material	Ciclos até a ruptura				
	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Média	Desvio P.
1045H-RE-SP	7800 *	15200 *	12800 *	11933	3775
38MnVS6-RE-SP	318000	348000	322000	329333	16289
1045H-TC-SP	218400	256000	260000	244800	22950
38MnVS6-TC-SP	242000	221500	241000	234833	11557

\* Resultados abaixo do limite inferior especificado.



**Figura 50:** Resultados do desempenho em fadiga para os materiais com *shot peening*.

## 6. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.

### 6.1 CARACTERIZAÇÃO DA MATÉRIA-PRIMA.

Na análise química do SAE 1045H nota-se que composição se refere a um aço comum ao carbono, com baixíssimo teor de elementos de liga para facilitar o processo de têmpera, como Cromo e Molibdênio, além de um cuidado do produtor de aço para que a porcentagem de Manganês fique próximo ao limite superior da especificação.

Para o DIN 38MnVS6 nota-se a composição semelhante a um aço comum ao carbono, porém com teor de Vanádio de 0,12%. Esse elemento auxilia no atingimento de um dos objetivos desse trabalho que é a redução de custos de fabricação atingindo a dureza e resistência mecânica especificadas através do uso de microligantes ao invés de tratamento térmico.

Analisando a microestrutura da Figura 38 é possível observar que o SAE 1045H apresenta ferrita e perlita com uma distribuição característica da nucleação da ferrita sobre os contornos de grão da austenita e transformação perlítica do volume remanescente.

Para o aço DIN 38MnVS6 pode-se observar, na Figura 39, uma distribuição mais uniforme das fases ferrita e perlita, além de uma granulometria menor, o que acarreta em aumento da resistência mecânica, ou seja, traz um benefício ao processo de fabricação.

### 6.2 AVALIAÇÃO DO PROCESSO DE TRATAMENTO TÉRMICO.

#### 6.2.1 Análise Microestrutural.

Para as amostras confeccionadas com Resfriamento em Esteira foi verificada a formação de microestrutura composta de ferrita e perlita para os dois aços, como pode ser visto na Figura 42 e na Figura 43.

O DIN 38MnVS6 apresentou em algumas regiões pequenas ilhas de perlita, porém os grãos ferríticos mais refinados que o SAE 1045H.

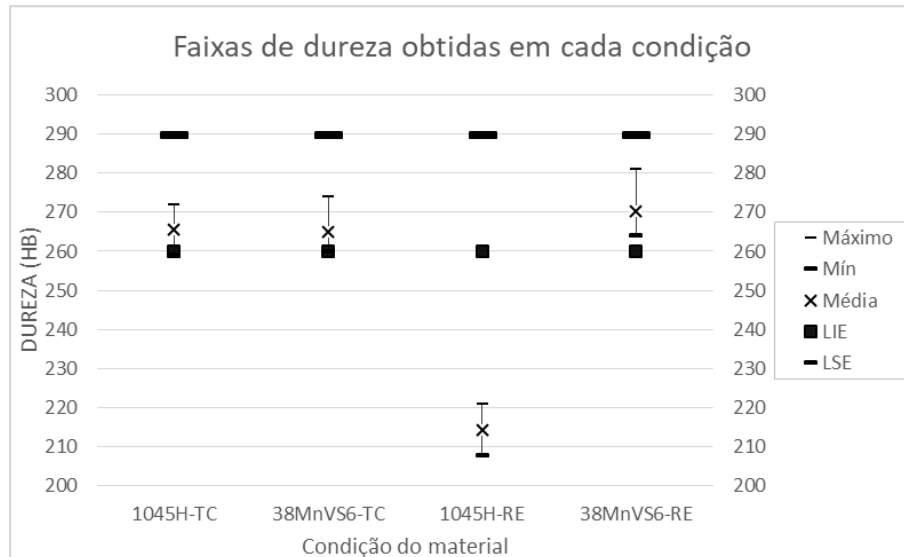
Para as amostras submetidas ao processo de têmpera e revenimento observou-se a formação de estrutura martensítica em ambos os aços.

Além disto, observa-se que o SAE 1045H apresenta a estrutura acicular da martensita em tamanho superior ao do DIN 38MnVS6. Isto se deve a ação do Vanádio como inibidor do crescimento de grão durante todo processamento do material em altas temperaturas.

#### 6.2.2 Ensaio de Dureza.

Para melhor avaliação dos resultados do ensaio de dureza é necessário comparar os dados obtidos com cada material e a especificação para fabricação do componente. Esta

comparação pode ser vista na Figura 51 onde as faixas de durezas obtidas estão dispostas no mesmo gráfico junto do limite inferior de especificação (LIE) e o limite superior de especificação (LSE).



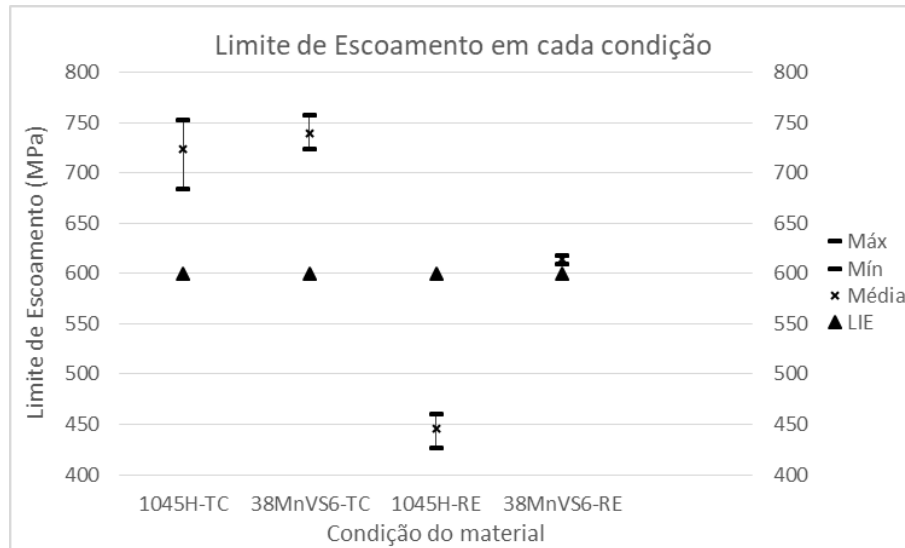
**Figura 51: Comparação das durezas obtidas com os limites de especificação do componente.**

Analisando os dados mostrados na Figura 51 pode-se verificar que o SAE 1045H com Resfriamento em Esteira não consegue atingir a dureza especificada para o componente, isto se deve ao fato do material ser um aço comum ao carbono, não possuindo nenhum elemento que favoreça o endurecimento após a conformação. O DIN38MnVS6, por possuir na sua composição química o elemento Vanádio, consegue atingir a dureza especificada através do refino de grão.

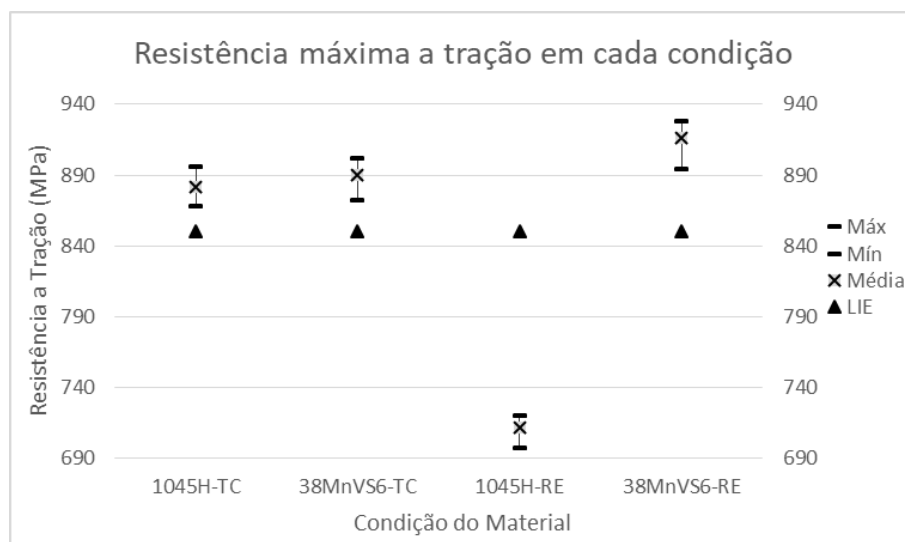
Os materiais submetidos ao processo de têmpera e revenimento atingem a especificação de dureza por controle do processo de revenimento. A temperabilidade dos materiais permite a formação de martensita na têmpera, assim, controlando-se o processo de revenimento é possível obter durezas dentro da especificação.

### 6.2.3 Ensaio de Tração.

Os resultados do ensaio de tração estão dispostos na Figura 52 e na Figura 53, junto aos respectivos limites de especificação para escoamento e resistência.



**Figura 52: Comparação dos resultados de Limite de Escoamento e a especificação do componente.**



**Figura 53: Comparação dos resultados de Limite de Resistência e a especificação do componente.**

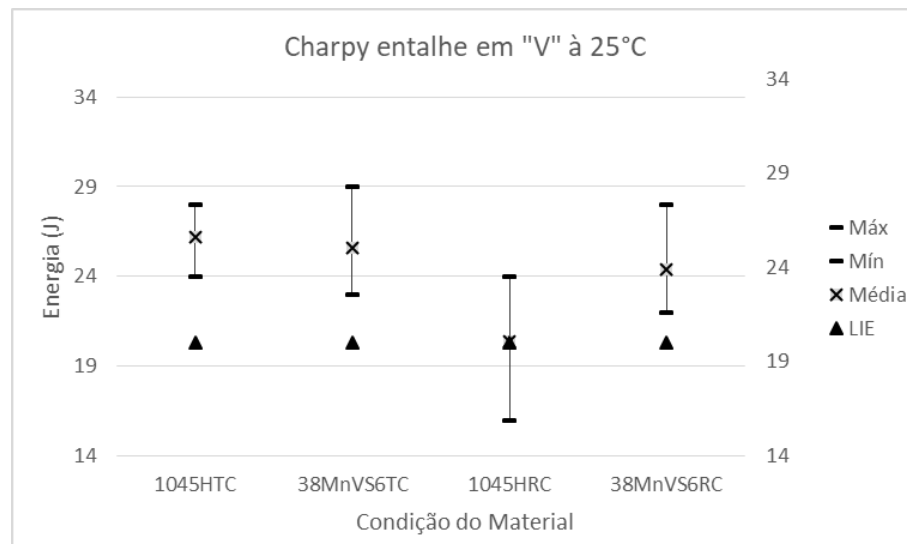
Com base nas informações dispostas na Figura 52 e na Figura 53 pode-se verificar que o SAE 1045H com Resfriamento em Esteira não atingiu nenhum dos requisitos do ensaio de tração, ficando muito abaixo da especificação para ambos os requisitos.

Quanto aos requisitos de escoamento e resistência a tração, as três demais condições de material apresentam resultados satisfatórios.



### 6.2.4 Ensaio Charpy.

Os resultados do ensaio charpy estão dispostos na Figura 54, junto ao valor especificado de energia mínima absorvida pelo componente.



**Figura 54:** Comparação dos resultados do ensaio charpy e a especificação do componente.

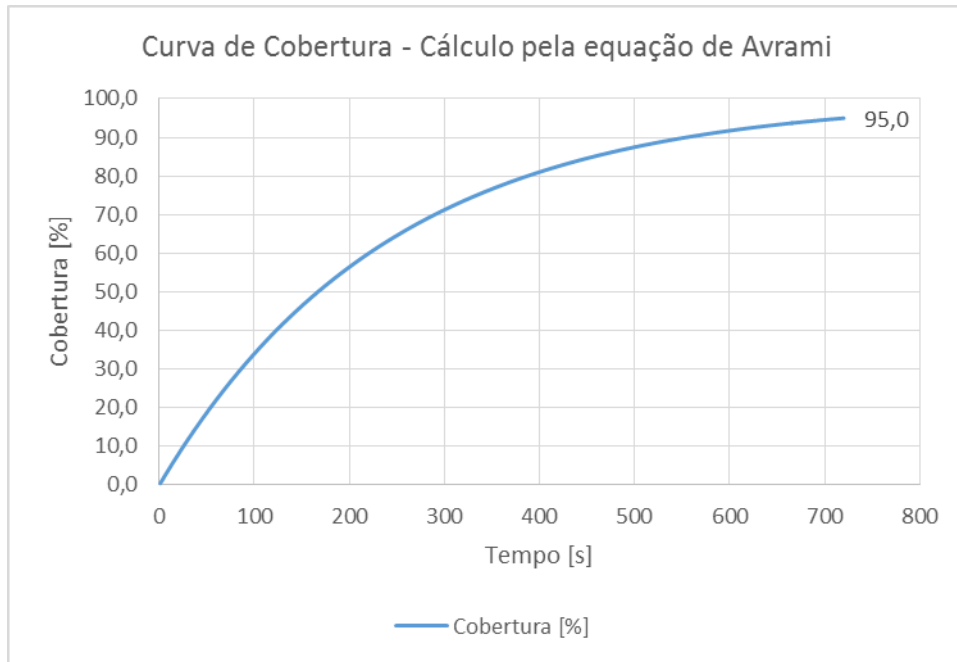
Pode ser avaliado, segundo as informações da Figura 54, que apenas o aço SAE 1045H submetido ao processo de resfriamento em esteira não atendeu a especificação do ensaio. Apesar deste aço apresentar uma ampla faixa de resistência ao impacto, aproximadamente, 50% da faixa se encontra abaixo da especificação, sendo assim, o material é reprovado neste critério.

## 6.3 AVALIAÇÃO DO PROCESSO DE *SHOT PEENING*.

### 6.3.1 Curvas de Saturação.

As curvas de saturação mostram que o tempo de processo do jateamento deve ser de 12 minutos, isto por que o tempo inicial utilizado foi de 3 minutos e a partir daí o tempo foi dobrado para cada novo ponto de análise.

A cobertura obtida no tempo de 12 minutos, por norma, é de 95%. E a partir deste foi calculado pela equação de Avrami a taxa de impactos por segundo que gera esta cobertura.



**Figura 55: Curva de Cobertura calculada pela equação de Avrami.**

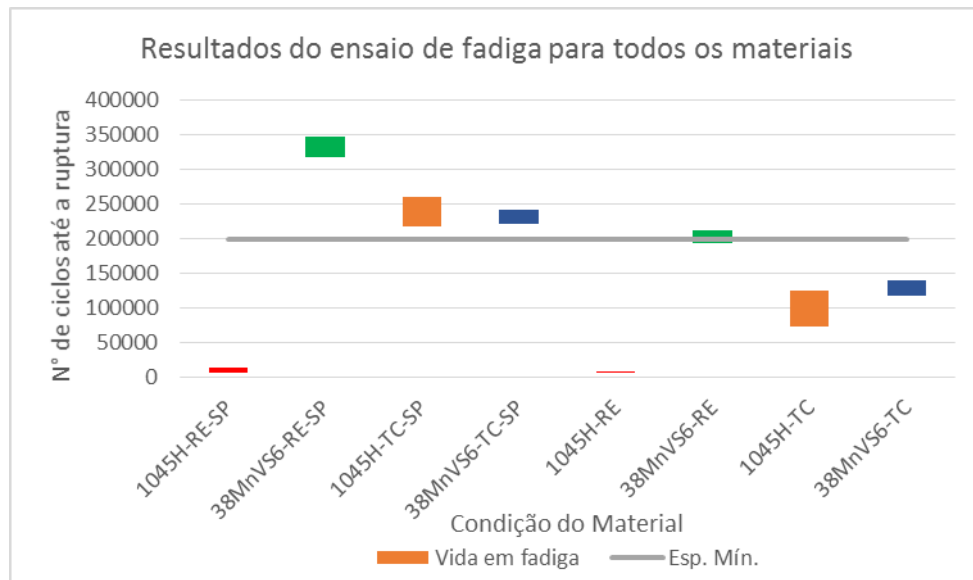
Para o jateamento em máquina com tambor rotativo e turbina, a eficiência de jateamento é muito pequena, pois o jato não é direcionado para o componente. Além disto, o jato é dividido entre todos os componentes dispostos no tambor, por isto, a taxa de impactos gerados por segundo deve ser elevadíssima.

### 6.3.2 Tensões Residuais Induzidas no Almen Strip.

A segunda avaliação do processo de *shot peening* foi feita através da análise da tensão induzida no Almen strip, sendo os valores mostrados na Tabela 19. Com esta avaliação foi possível verificar que a intensidade obtida do jateamento foi capaz de gerar tensões residuais entre  $-456$  MPa e  $-479$  MPa na superfície do Almen Strip, que é um material laminado a frio e com elevada densidade de discordâncias. Isto mostra a capacidade do *shot peening* de induzir tensões compressivas mesmo em materiais já encruados. Além disto, pode-se notar que tanto o equipamento quanto o insumo – granalha esférica – estão em condições para serem usadas no processamento do componente mecânico.

#### 6.4 AVALIAÇÃO DO DESEMPENHO EM FADIGA.

Os resultados do ensaio de Fadiga para simulação do desempenho em campo estão mostrados na Figura 56, juntamente com a especificação mínima de 200.000 ciclos até a ruptura.



**Figura 56: Resultados do ensaio de Fadiga e especificação do componente.**

É possível verificar uma grande contribuição do processo de *shot peening* na vida em fadiga do componente confeccionado com as diferentes condições de matéria-prima deste estudo.

A Tabela 23 mostra, quantitativamente, a contribuição do *shot peening* para o aumento da vida em fadiga para cada um dos materiais avaliados neste trabalho, sendo a vida em fadiga aumentada de 63% até 150%.

**Tabela 23 – Avaliação quantitativa do incremento da performance em fadiga.**

Material	Fadiga sem SP (Média do n° de ciclos)	Fadiga com SP (Média do n° de ciclos)	Variação (%)
SAE 1045H – RE	6730	11930	77%
DIN 38MnVS6 – RE	202000	330000	63%
SAE 1045H – TC	97600	244800	150%
DIN 38MnVS6 – TC	129000	234800	82%

### 6.5 ATENDIMENTO AOS REQUISITOS DO COMPONENTE.

Como análise e validação técnica do estudo deste trabalho, os resultados obtidos em cada etapa foram dispostos em uma matriz e comparados as especificações do produto. Nesta matriz consta apenas se o componente foi aprovado ou reprovado no requisito e apenas aqueles que forem aprovados em todos os requisitos técnicos é que serão analisados financeiramente.

Os dados estão dispostos na Tabela 24.

**Tabela 24 – Matriz de requisitos do componente e resultados das amostras.**

	ENSAIO			
	Dureza	Tração	Charpy	Fadiga
SAE 1045H – RE	Reprovado	Reprovado	Reprovado	Reprovado
DIN 38MnVS6 – RE	Aprovado	Aprovado	Aprovado	Reprovado
SAE 1045H – TC	Aprovado	Aprovado	Aprovado	Reprovado
DIN 38MnVS6 – TC	Aprovado	Aprovado	Aprovado	Reprovado
SAE 1045H – RE – SP	Aprovado	Aprovado	Aprovado	Reprovado
DIN 38MnVS6 – RE – SP	Aprovado	Aprovado	Aprovado	Aprovado
SAE 1045H – TC – SP	Aprovado	Aprovado	Aprovado	Aprovado
DIN 38MnVS6 – TC – SP	Aprovado	Aprovado	Aprovado	Aprovado

Pode-se avaliar que das 8 condições disponíveis neste trabalho, 3 apresentam total atendimento aos requisitos especificados para o componente, porém vale salientar que são 3 alternativas de processo para a fabricação sem nenhuma influência no desempenho do componente. Estas alternativas podem trazer benefícios ao produtor do componente uma vez que reduções de custo sejam possibilitadas através de alguma destas alternativas.

## 7. CONCLUSÕES

A análise da fabricação do componente, sob a ótica do atendimento dos requisitos das propriedades mecânicas, permitiu verificar que três rotas de fabricação se mostraram viáveis, sendo elas: SAE 1045H TC, DIN 38MnVS6 TC e DIN 38MnVS6 RE.

A partir destes dados pode-se afirmar que, sob esta ótica, restringir a fabricação com um único aço e um único tratamento térmico não é uma decisão razoável, assim, o objetivo geral deste trabalho foi atingido.

Verificou-se que a simples exclusão da operação de retífica impede a fabricação do componente, pois o desempenho em fadiga é insatisfatório.

No entanto, pode-se substituir a operação de retífica pelo processo de shot peening pois os resultados apresentados atendem aos requisitos do componente.

Além disto, não há especificação de rugosidade, que exija tal operação de retífica, e o SP tem menor risco devido ao fato de não gerar queimas como o processo de retífica.

Com a substituição do processo de retífica, atingiu-se o primeiro objetivo específico.

Diante da viabilidade de substituição da operação de retífica pelo processo de shot peening, também foi avaliado a possibilidade de exclusão da operação de tratamento térmico. Assim, foi possível verificar que entre as três rotas de fabricação viáveis, uma delas possibilita fabricar o componente sem os processos de têmpera e revenimento, particularmente a rota DIN 38MnVS6 – RE – SP.

Assim, o segundo objetivo específico – rota de fabricação sem tratamento térmico – também foi atingido.

## SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Após a finalização deste trabalho, o autor indica alguns temas para serem estudados em trabalhos futuros, com o intuito de melhorar o conhecimento de assuntos abordados aqui. Como sugestão ficam: O estudo de tempos ótimos de jateamento em função da microestrutura do componente, a análise de cobertura do *shot peening* em função das dimensões da granalha, a avaliação da possibilidade de duplo *shot peening* com tempos reduzidos e mudança do tamanho da granalha entre passes de jateamento e a avaliação de custos de processo de *shot peening*.

## REFERÊNCIAS

- ASM. 1996.** *Metal Handbook vol 19: Fatigue and fracture.* s.l. : ASM, 1996. Vol. 19.
- , **1999.** *Metals Handbook Vol 10: Materials Characterization.* s.l. : ASM, 1999.
- BALAN, K. 2010.** The Shot Peening Operator's Checklist. *The Shot Peener Magazine.* Summer 2010, 2010.
- CAMMETT, J.T., PREVÉY, P. S. e JAYARAMAN, N. 2005.** The Effect of Shot Peening Coverage on Residual Stress, Cold Work and Fatigue in a Nickel-base Superalloy. *Proceedings of ICSP 9.* 2005.
- DIETER, G. E. 1988.** *Mechanical Metallurgy.* s.l. : MacGraw-Hill, 1988.
- DIN-50.115.** Notched bar impact testing of metallic materials.
- DIN-50.125.** Test Pieces for Tensile Testing of Metallic Materials.
- DIN-EN-10.045-1.** Charpy Impact Test on Metallic Materials. *Test Method.*
- FÉ, J. M. P. 1992.** Fallos en servicio de los materiales metálicos. Espanha : Instituto Nacional de Técnica Aeroespacial, 1992. Vol. Disponível em:  
<[http://books.google.com.br/books/about/Fallos\\_en\\_servicio\\_de\\_los\\_materiales\\_met.html?id=4JCdAAAACAAJ&redir\\_esc=>](http://books.google.com.br/books/about/Fallos_en_servicio_de_los_materiales_met.html?id=4JCdAAAACAAJ&redir_esc=>)) Acesso em 06/03/2014.
- GARCIA, A., SPIM, J. A. e DOS SANTOS, C. A. 2012.** *Ensaio de Materiais.* s.l. : LTC, 2012.
- HARADA, Yasunori e KOSAKA, Hiroki. 2013.** Effect of peening time on surface hardness of spring steel. *The Proceedings of Mechanical Engineering Congress.* 2013.
- HOPPE, R. A. 2002.** Avaliação da Vida em fadiga de Ganchos. *Dissertação de Mestrado.* Porto Alegre : UFRGS, 2002.
- HOUJOU, Keiji, et al. 2015.** Effect of Material Hardness on Crack Size Rendered Harmless by Shot Peening. *Journal of the Society of Materials Science.* 64, 2015, Vol. 11.
- KIRK, D. 2002.** Coverage: Development, Measurement, Control and Significance. *The Shot Peener Magazine.* Fall 2002, 2002.
- , **2006.** Ductility and Stength properties of shot peened surfaces. *The Shot Peener Magazine.* Spring 2006, 2006.
- , **2012.** J443: An Evolutionary Guide to Shot Peening Intensity Measurement. *The Shot Peener Magazine.* Spring 2012, 2012.
- , **2010.** Meaning, Measurement, Philisophy and Verification of "Peening Intensity". *The Shot Peener Magazine.* Winter 2010, 2010.

- . **2007.** Peening Intensity Curves. *The Shot Peener Magazine*. Summer 2007, 2007.
- . **2011.** Properties of Carbon Steel Shot. *The Shot Peener Magazine*. Spring 2011, 2011.
- . **2000.** Residual Stress and Retained Austenite in Shot Peened Steels. *The Shot Peener Magazine*. Spring 2000, 2000.
- . **2004.** Residual Stresses in Shot Peened Componentes. *The Shot Peener Magazine*. Fall 2004, 2004.
- . **2007.** Review of Shot Peened Surface Properties. *The Shot Peener Magazine*. Fall 2007, 2007.
- . **2012.** Satisfactory Peening Intensity Curves. *The Shot Peener Magazine*. Fall 2012, 2012.
- . **2006.** Saturation Curve Analisis and Quality Control. *The Shot Peener Magazine*. Summer 2006, 2006.
- . **1998.** SHOT PEENING. *Aircraft Engineering and Aerospace Technology: An International Journal*. Nº. 4, 1998, Vol. 71.
- . **2012.** Shot Peening Coverage Requirements. *The Shot Peener Magazine*. Summer 2012, 2012.
- . **2005.** Theoretical Principles of Shot Peening Coverage. 2005, Spring 2005.
- . **2005.** X-ray Residual Stress Measurements of Sot Peened Components. *The Shot Peener Magazine*. Winter 2005., 2005.
- LEGHORN, G. 1957.** The Story of Shot Peening. *A.S.N.E. Journal*. November, 1957.
- LIMBERGER, I. F. 2000.** Estudo da propagação de trincas transversais por fadiga em trilhos ferroviários. *Tese de Doutorado*. s.l. : UFRGS, 2000.
- LIU, J., YUAN, H. e LIAO, R. 2010.** Prediction of fatigue crack growth and residual stress relaxations in shot-peened material. *Materials Science and Engineering A*. 527, 2010.
- MALCHER, L. 2006.** Um modelo para determinação da resistência à fadiga multiaxial para carregamentos de flexão e torção combinados, fora de fase e com amplitude constante. Com base no critério do invariante do tensor. *Dissertação de Mestrado*. DF, Brasília : UNB, 2006.
- MIC. 2005.** Shot Peening Aplications. 2005.
- MORITA, Tatsuro, NODA, Sho e KAGAYA, Chuji. 2014.** Influences of Fine-Particle Bombarding and Conventional Shot Peening on Surface Properties of Steel. *Materials Transactions*. 55, 2014, Vol. 4.
- NATORI, Masahiro, et al. 2015.** Effects of Fine Particle Peening on Fatigue Properties of TRIP-Aided Bainitic Ferrite Steel. *Journal of the Society of Materials Science*. 64, 2015, Vol. 8.



- OHTA, TAKAHIRO. 2017.** Measurement and functional approximation of impact pressure distribution in shot peening. *Transactions of JSME*. 2017, Vol. 83.
- OSK KIEFER. 2002.** Shot Peening and Shot Blasting. 2002.
- PETRACCO FILHO, T. B. 2007.** Avaliação teórica do perfil de tensões residuais obtido pelo processo de shot peening e sua contribuição para a vida em fadiga. *Trabalho de Conclusão de Curso*. Porto Alegre : UFRGS, 2007.
- PETRACCONI, C. 2008.** Análise Comparativa do Comportamento de Fadiga do Gancho Reboque Posterior de um Veículo Automotor. *Dissertação de Mestrado*. s.l. : UFMG, 2008.
- Rocha, C. L. F. 2010.** DESEMPENHO EM FADIGA DE ARAMES SUBMETIDOS AO PROCESSO DE SHOT PEENING. *DISSERTAÇÃO DE MESTRADO*. s.l. : UFRGS, 2010.
- SAE-J443. 2010.** Procedures for using standard Shot Peening Test Strips. 2010.
- SURIS, J. A. 2012.** Influência da fibragem na vida em fadiga de componentes mecânicos obtidos por processo de forjamento a quente. *Dissertação de Mestrado*. Porto Alegre : UFRGS, 2012.
- TECJATO. 2014.** Granalhas de Aço. *Informativo Técnico*. [Online] 2014. [Citado em: 17 de Julho de 2014.] <http://tecjato.com.br/abrasivos/granalha-de-aco>.
- Vielmaa, A. T. e Llaneanza, V. Belzuncea, F. J. 2014.** Shot peening intensity optimization to increase the fatigue life of a quenched and tempered structural steel. *XVII International Colloquium on Mechanical Fatigue of Metals*. 2014.
- WANG, S., et al. 1998.** Fatigue limits of shot peened metals. *Journal of Materials Processing Technology*. 73, 1998.
- Wikipedia. 2014.** Wikipedia. *Fadiga (Engenharia)*. [Online] 24 de Outubro de 2014. [Citado em: 22 de Dezembro de 2014.] [http://pt.wikipedia.org/wii/Fadiga\\_%28engenharia%29](http://pt.wikipedia.org/wii/Fadiga_%28engenharia%29).
- WOOD, W. A. 1956.** *Fatigue in aircraft structures*. s.l. : Academic Press, 1956.