

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS,
METALÚRGICA E DE MATERIAIS

TOMAZ BATISTA PETRACCO FILHO

ESTUDO DO EFEITO DO SHOT PEENING ANTES DA NITRETAÇÃO NA VIDA ÚTIL
DE MATRIZES DE H13 APLICADAS NO FORJAMENTO A QUENTE

PORTO ALEGRE

2020

TOMAZ BATISTA PETRACCO FILHO

ESTUDO DO EFEITO DO SHOT PEENING ANTES DA NITRETAÇÃO NA VIDA ÚTIL
DE MATRIZES DE H13 APLICADAS NO FORJAMENTO A QUENTE

Orientador: Prof. Dr. Antônio Shigueaki Takimi

PORTO ALEGRE

2020

DEDICATÓRIA

A minha mãe, Marion, por uma infância repleta de informações e pela riqueza das experiências que me proporcionou.

Ao meu pai, Tomaz, pelo exemplo de dedicação e força. Infelizmente não poderemos compartilhar a alegria dessa conquista, mas onde estiver, sei que está sempre me acompanhando.

Ao meu professor e mestre, Telmo Roberto Strohaecker (in memoriam), por acreditar e tornar possível este projeto.

A minha esposa, Juliana, e minha filha, Francesca, pelo apoio e carinho nas noites longas e pela paciência nos dias curtos.

AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador, Prof. Dr. Antônio Shigueaki Takimi pela inestimável contribuição no meu desenvolvimento, pela confiança, pelo conhecimento e pelo acolhimento, quando aceitou me orientar neste trabalho, dando continuidade e direção neste projeto que havia sido iniciado com o professor Telmo.

Aos colegas, Gustavo Veit e Peterson Diehl, por iniciarem junto comigo este desafio, por me ajudarem durante esta jornada e por tornarem as aulas, intervalos e caronas momentos de grande de aprendizado.

A Empresa MAXIFORJA, em nome de seu diretor Sr. Arno Veit pela confiança e por viabilizar os recursos que tornaram possível as realizações das etapas práticas, fundamentais para a validação deste trabalho.

“Não existem métodos fáceis para resolver problemas difíceis...”

René Descartes

RESUMO

A tecnologia de forjamento a quente do aço tem evoluído constantemente devido aos estudos motivados pela melhoria da qualidade e pela eterna necessidade de redução dos custos de produção. A tendência dos maiores consumidores de produtos em aço forjado reside sistematicamente na exigência de elevados níveis de qualidade dimensional e acabamento superficial, em parte devido a necessidade da redução do sobremetal e outra pela busca em se obter superfícies brutas de forjamento, prontas para a aplicação final.

Uma das características intrínsecas do forjamento a quente é o processo constante de degradação dos ferramentais. Em parte, isso se deve a exposição a temperaturas, pressões e velocidades de escoamento extremamente elevadas. Neste cenário, pesquisar técnicas para a elevação da vida útil das ferramentas torna-se fundamental para manutenção da competitividade, uma vez que o valor do ferramental tem um impacto muito relevante no custo final de fabricação do produto.

Durante o forjamento os sucessivos ciclos de aquecimento e resfriamento geram tensões térmicas na superfície da ferramenta, e estas por sua vez dão origem a nucleação de trincas de fadiga térmica. Estas trincas, associadas ao escoamento severo do material aquecido, resultam na remoção progressiva e arrancamento parcial de material da superfície exposta.

Buscando uma forma eficiente e economicamente viável de combater o desgaste em ferramentas de forjamento, o estudo realizado nesta dissertação verificou os efeitos no aumento da vida útil do aço para trabalho a quente AISI H13 quando submetido a técnica de *shot peening* antes da aplicação do processo de nitretação gasosa, combinação que será denominada de tratamento híbrido.

A metodologia utilizada foi estruturada em dois testes, no primeiro, corpos padronizados, com e sem aplicação de *shot peening* foram submetidos a uma determinada ciclagem térmica seguido de carregamentos cíclicos por flexão rotativa. No segundo teste, em uma mesma matriz, foram aplicadas as mesmas receitas dos corpos de prova padronizados, a ferramenta foi então submetida a uma campanha real de forjamento. Durante o forjamento, através de uma técnica indireta de avaliação dimensional, foi possível avaliar o desgaste da região sem tratamento de *shot peening* em comparação com a região tratada.

Para o primeiro teste, os resultados encontrados foram bastante satisfatórios, no teste de fadiga por flexão rotativa o processo de *shot peening* ampliou a vida média dos corpos de prova em 89%, mesmo não sendo validado estatisticamente, sugere uma possível melhora no comportamento quanto ao bloqueio dos danos acumulados pela fadiga térmica. Com relação ao teste prático de forjamento de 1600 peças, foi possível observar que o lado da ferramenta somente nitretado sofreu um desgaste total de 0,802mm contra 0,473mm no lado com aplicação do *shot peening* mais nitretação, demonstrando que a aplicação do processo híbrido permitiu uma redução de 41,02% no desgaste total da ferramenta.

Com relação ao desempenho do ferramental de forjamento, concluiu-se que o mesmo foi favorecido pela alteração da superfície provocada pelo processo de shot peening através da formação das pequenas depressões que atuaram como sítios para coleta das partículas endurecidas assim como reservatórios para manutenção do desmoldante. Outro efeito significativo gerado pela alteração da superfície foi a alteração do perfil de escoamento do material forjado através da alteração das velocidades junto a superfície.

Desta forma concluí-se que a utilização do processo híbrido, apresenta-se como uma alternativa alternativa apropriada para suprir a necessidade das forjarias que buscam um processo técnico e economicamente viável para prolongar a vida útil de seus ferramentais de forja.

Palavras chaves: - Forjamento a quente, aço AISI H13, *shot peening*, rugosidade de matrizes, nitretação.

ABSTRACT

The trend of most metallurgical products consumers is based on improving surface and dimensional quality levels. Therefore, the tooling maintenance reduction and its life cycle enhancement with no relevant additional costs are required to keep competitive in the market. Hot forging dies are usually exposed to high temperatures and thermal shock which matched to severe cycle loads are responsible for the tooling life cycle abbreviation. The association between thermal fatigue and surface wearing are the most common failure causes on degradation process on this kind of tool. On hot forging process, dies are submitted to heating and cooling cycles, resulting on severe thermal stress. Thus, stress will generate surface strains, gradually, leading thermal fatigue cracking which associated with severe flow of heated material results partial surface pullout. This study will show the effects of *shot peening* plus gas nitriding process on life cycle of hot forging AISI H13 tooling, which will be named as hybrid process. *Shot peening* is known as an affordable operation process, capable of modifying the surface topography, through hammering caused by usually spherical particles, with no sharp corners. This surface texturing promoted by the particle collision reduce the surface roughness, directly affecting the fatigue life feature, as wearing and friction properties as well. On the other hand the gas nitriding process is applied to increase wearing, thermal and mechanical fatigue resistance through the surface layer hardening.

The methodology was structured in two different tests, in the first, standardized bodies, with and without *shot peening* application, were subjected to a certain thermal cycling followed by rotating bending cyclic loads. In the second test, a forging tool, with and without *shot peening* application, was submitted to a real forging campaign. During forging campaign, using an indirect dimensional assessment technique, it was possible to measure the total wear in the die.

The final results were quite satisfactory, in the rotational fatigue test, the *shot peening* process extended the average life of the specimens by 89%, even though it was not statistically validated, it suggests a possible improvement in behavior regarding the blocking of the accumulated damages by thermal fatigue. Regarding the practical forging test of 1600 pieces, it was possible to observe that the side of the tool only nitrided suffered a total wear of 0.802mm against 0.473mm on the side with the application of *shot peening* plus nitriding, showing that the application of the hybrid process allowed a 41.02% reduction in total tool wear.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Sequência de forjamento, pré-forma e forja.	15
Figura 2 - Efeito do processo de shot peening na superfície usinada (adaptado de OSK, 2002).	16
Figura 3 - Classificação do processo de forjamento em matriz fechada e aberta, adaptado de (HELMAN et al., 2012).....	19
Figura 4 - Formas de Escoamento no forjamento, adaptado de (BRAGA, 2005).....	20
Figura 5 - Projeto do escapamento de rebarba, adaptado de (MARCONDES, 2011).	21
Figura 6 - Representação do Fenômeno do desgaste adesivo, adaptado de (BURAKOWSKI et al, 1999).	26
Figura 7 - Modelo esquemático do desgaste abrasivo (adaptado de PRADO, 2004).	27
Figura 8 - Efeito da dureza superficial na resistência ao desgaste (adaptado ASM Handbook, V14A, 2005).	28
Figura 9 - Efeito da temperatura de trabalho no desgaste, adaptado de (ASM Handbook, V14A, 2005).	29
Figura 10 - Esquema de marcas nas superfícies de fratura por fadiga (adaptado ASM Handbook V12).	31
Figura 11 - Curva de Wohler (adaptado SHIGLEY, 2005).....	33
Figura 12 - Resistência à fadiga por flexão rotativa na seção de um componente versus tratamento de superfície, adaptado de (MADAYAG, 1969).....	33
Figura 13 - Evolução da temperatura na superfície de uma matriz de forjamento, adaptado de (GROBASKI, 2004).	35
Figura 14 - Perfil de temperatura em uma matriz de forjamento, adaptado de (ASM Handbook, V14A, 2005).	37
Figura 15 - Evolução do comprimento de uma trinca em função do número de ciclos térmicos (adaptado HOWES, 1973).	40
Figura 16 – Evolução do dano por fadiga térmica, adaptado de (MOLINARI, 2005).....	41
Figura 17 - Características dos lubrificantes (adaptado de KUMAR, 2014).....	42
Figura 18 - Aplicação de lubrificante no processo de forjamento a quente, adaptado de (HAWRYLUK, 2018).	43
Figura 19 - Influência dos processos de fabricação na resistência à fadiga, adaptado de (BOEHS, 1992).	44
Figura 20 - Elementos da topografia, adaptado de (ASME Standard B46.1, 1986).	45
Figura 21 - Rugosidade devido a forma da ferramenta, adaptado de (ASME Standard B46.1, 1986).	46
Figura 22 - Variação da espessura da camada com a temperatura de nitretação, adaptado de (LEPPANEN, 1999).	48
Figura 23 - Composição da camada branca, adaptado de (ASM Handbook V4, 2013).....	49
Figura 24 - Trajetória de impacto contra a peça alvejada, adaptado de (SAE, 2001).	51

Figura 25 - Representação esquemática da ação de uma partícula jateada na superfície metálica (KOBAYASHI et al., 1998).....	52
Figura 26 - Efeito de suavização do processo de shot peening na superfície usinada, adaptado de (OSK, 2002).....	52
Figura 27 - Efeito da cobertura na superfície jateada (OSK, 2002).	53
Figura 28 - Topografia de uma superfície tratada pelo processo de shot peening, (a) S110 - 2,7bar (b) S230 - 5,5bar.....	54
Figura 29 - Profundidade afetada pela intensidade aplicada (adaptado de SAE J443, 2003)..	55
Figura 30 - Especificação das plaquetas (Fonte: SAE J442, 2001).....	56
Figura 31 - (a) Bloco de suporte, (b) Suporte do micrômetro, adaptado de (SAE J442, 2001).	57
Figura 32 - Curva característica de saturação, adaptado de (SAE MANUAL ON SHOT PEENING, 2001).....	57
Figura 33 - Efeito do shot peening na suavização de superfícies usinadas, adaptado de (HIGOUNENC, 2005).....	59
Figura 34 - Comparação de duas superfícies com a mesma rugosidade (adaptado de MIC GREEN BOOK, 2005).	59
Figura 35 - Comparativo da topografia de uma superfície obtida por usinagem e processada por shot peening, adaptado de (OSK, 2002).....	60
Figura 36 - Planejamento do procedimento experimental.....	61
Figura 37 - Corpo de prova fadiga por flexão rotativa.	62
Figura 38 - Esquema das rotas de produção dos corpos de prova.....	63
Figura 39 - Equipamento para jateamento (shot peening), tipo vaso pressurizado.	64
Figura 40 - Perfil de microdureza da camada nitretada.	65
Figura 41 - Espessura da camada aparente e camada branca.	65
Figura 42 – Medição do perfil de rugosidade.....	66
Figura 43 - Arranjo de montagem dos corpos de prova no rolo rotativo.	66
Figura 44 - Arranjo de montagem do sistema para ciclagem térmica.	67
Figura 45 – Gráfico de um ciclo de carregamento em fadiga rotativa, adaptado de (SHIGLEY, 2005).....	68
Figura 46 - Corpo de prova para teste de flexão rotativa, adaptado de (ISO 1143, 2010).....	68
Figura 47 - Carregamentos no teste de flexão rotativa (adaptado de ISO 1143, 2010).....	69
Figura 48 - Ferramental de forjamento e aplicação final do produto forjado.....	71
Figura 49 - Produção de insertos de anéis forjado em centro de usinagem HSM 800.....	71
Figura 50 - Matriz de forjamento, lado esq. sem shot peening, dir. com shot peening.....	73
Figura 51 - Sequência do processo de forjamento.....	74
Figura 52 - Primeira operação de forjamento, pré-forma.....	74
Figura 53 - Identificação do lado ferramental com aplicação do processo de shot peening.	75
Figura 54 - Aspecto das peças forjadas retiradas durante o processo.	75
Figura 55 - Raio inspecionado para avaliação da evolução do desgaste.	76
Figura 56 - Inspeção perfilométrica, perfilômetro MAHR.....	76
Figura 57 - Simulação QForm, etapa final de forjamento.....	77

Figura 58 - Ataque Nital 3%, microestrutura formada por matriz de martensita revenida, aumento 100x.	78
Figura 59 - Perfis de rugosidade das amostras sem (acima) e com shot peening.....	80
Figura 60 - Perfil de desgaste do lado não jateado do ferramental.....	81
Figura 61 - Perfil de desgaste absoluto, comparativo do efeito do processo de <i>shot peening</i> . 82	
Figura 62 - Comparativo entre as taxa de desgaste.	83
Figura 63 - Comparativo das superfícies da ferramenta nitretada (direita) x nitretada + <i>shot peening</i> (esquerda), ao centro esquema proposto por (MOLINARI, 2005).....	84
Figura 64 - Medição do desgaste total na matriz de forjamento.	84
Figura 65 - Efeito da alteração topográfica no perfil de velocidade de escoamento.....	86
Figura 66 - Formação dos vazios durante o escoamento.....	87

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química do aço AISI H13, (WEGST, 1995).	24
Tabela 2 - Coeficientes de expansão térmica aço AISI H13.	24
Tabela 3 - Relação da rugosidade da superfície es parâmetros e o tamanho da granalha.	54
Tabela 4 - Composição química aço AISI H13.	62
Tabela 5 - Ciclo de têmpera e dureza superficial dos corpos de prova (HRC).	63
Tabela 6 - Curva de saturação e intensidade do processo de shot peening.	64
Tabela 7 - Parâmetros do ensaio de fadiga.	70
Tabela 8 - Ciclo de têmpera e dureza superficial do ferramental de forjamento.....	72
Tabela 9 - Parâmetros de processo e curva de saturação.....	72
Tabela 10 - Dureza superficial dos corpos de prova (HRC).	78
Tabela 11 - Resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa.	79
Tabela 12 - Valores comparativos entre a medição indireta nas peças e depois na matriz de forjamento.....	84

LISTA DE SIGLAS E SÍMBOLOS

Lista de Siglas

AISI	American Iron and Steel Institute
ASM	American Society for Metals
ASTM	American Society for Testing and Materials
DIN	Deutsches Institut für Normung
ISO	International Organization for Standardization
SAE	Society of Automotive Engineers

Lista de Símbolos

A	Área
d	Diâmetro menor corpo de prova
D	Diâmetro corpo de prova
E	Módulo de elasticidade
F	Força
h	Altura do alojamento de rebarba
Hi	Dureza local
hp	Profundidade afetada <i>shot peening</i>
I	Intensidade
k	Constante de interface
L	Quantidade de escoamento
M	Momento fletor
m	Massa
n	Coefficiente de segurança
N	Número de ciclos
Nf	Número de ciclos até a falha
P	Pressão

p_i	Pressão local
S_e	Tensão de resistência à fadiga
S_f	Resistência à fadiga
t	Espessura da rebarba
T_1	Temperatura mínima
T_2	Temperatura máxima
V	Velocidade
v_i	Velocidade local
W	Momento de inércia
x	Distância do ponto de carregamento do CP
Z	Profundidade calota <i>shot peening</i>
α	Coefficiente de dilatação térmica
Δd	Profundidade do desgaste
ΔH	Varição de dureza
ΔT	Varição de temperatura
Λ	Fator de espessura relativa
ε	Deformação
ε_p	Faixa de deformação plástica
σ	Tensão
σ_a	Tensão alternada
σ_{eq}	Tensão equivalente
σ_m	Tensão média
$\sigma_{m\acute{a}x}$	Tensão máxima
σ_{xx}	Tensão normal ao plano
τ_{xy}	Tensão de cisalhamento
τ_{yx}	Tensão de cisalhamento

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	15
1.1 OBJETIVO PRINCIPAL.....	18
1.1.1 Objetivos Específicos	18
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	19
2.1 FORJAMENTO A QUENTE EM MATRIZ FECHADA	19
2.1.1 Atrito no Forjamento	22
2.2 AÇOS FERRAMENTA PARA TRABALHO À QUENTE	22
2.2.1 Características do aço AISI H13 (DIN 1.2344)	23
2.3 ASPECTOS GERAIS DE FALHAS EM MATRIZES DE FORJAMENTO.....	25
2.3.1 Falha por desgaste	25
2.3.2 Desgaste adesivo.....	25
2.3.3 Desgaste abrasivo	27
2.3.4 O modelo de Archard-Rabinowicz	30
2.4 FADIGA MECÂNICA	30
2.4.1 Modelo para Predição de Vida em Fadiga	32
2.4.2 Tensão Residual	33
2.5 FADIGA TÉRMICA	34
2.5.1 Efeitos Metalúrgicos	37
2.5.2 Efeitos microestruturais	38
2.5.3 Ensaios de fadiga térmica.....	39
2.6 TRIBOLOGIA	42
2.6.1 Lubrificantes forjamento a quente	42

2.6.2 Topografia e integridade superficial	43
2.6.3 Rugosidade	44
2.7 NITRETAÇÃO DO AISI H13	46
2.7.1 Nitretação Gasosa	47
2.8 <i>SHOT PEENING</i> “MARTELAMENTO”	50
2.8.1 Descrição do Processo	50
2.8.2 Modificação da superfície	52
2.8.3 Controle da Operação	54
2.8.4 Efeito da temperatura em superfícies com <i>Shot Peening</i>	58
2.8.5 Efeitos tribológicos e aplicação em ferramentais de forjamento	64
3. MATERIAIS E MÉTODOS	61
3.1 ANÁLISE EXPERIMENTAL FADIGA TÉRMICA.....	62
3.1.1 Seleção e caracterização dos materiais.....	62
3.1.2 Preparação corpos de prova	62
3.1.3 Tratamento térmico e de superfície.....	63
3.1.4 Exposição aos ciclos térmicos.....	66
3.1.5 Teste de fadiga por flexão rotativa.....	67
3.2 ANÁLISE EXPERIMENTAL DO PROCESSO DE DESGASTE.....	70
3.2.1 Seleção de materiais.....	71
3.2.2 Preparação das matrizes.....	71
3.2.3 Tratamento térmico e de superfície.....	71
3.2.4 Teste de forjamento.....	73
3.2.5 Análise do desgaste	74

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	78
4.1 DUREZA E MICROESTRUTURA DOS CORPOS DE PROVA.....	78
4.2 TESTE DE FADIGA POR FLEXÃO ROTATIVA.....	79
4.3 TESTE PRÁTICO DE DESGASTE EM MATRIZ DE FORJAMENTO.....	80
5. CONCLUSÕES	88
6. BIBLIOGRAFIA PESQUISADA	89

1. INTRODUÇÃO

Com o crescente aumento da disponibilidade mundial para a produção de produtos forjados, um dos grandes desafios dessa indústria é a redução contínua dos custos de produção através da melhoria dos processos de fabricação. No forjamento a quente, o valor gasto com a manutenção das ferramentas pode chegar a 5% do custo final do produto acabado. Neste contexto, a característica mais desejável para uma ferramenta aplicada no forjamento a quente é sua capacidade de manter a integridade de suas dimensões e acabamento superficial durante a campanha de trabalho. Esta característica é conhecida como a vida em serviço, que é número de peças produzidas antes da falha. Encontrar uma forma de ampliar a vida de ferramentas de forjamento através da introdução de processos que tenham uma boa relação de custo benefício tem sido um grande desafio para essa indústria, assim como também serviu de motivação para este trabalho.

Os danos mais comuns em ferramentas de forjamento são o desgaste e a formação de trincas na superfície. As duas situações podem ser responsáveis pela limitação da vida, dependendo apenas de qual dos dois modos vai se desenvolver mais rapidamente (GONÇALVES, 2012). No forjamento a quente em matriz fechada o material é conformado entre as duas metades da ferramenta que possuem gravadas em baixo-relevo a geometria com o formato que se deseja fornecer à peça acabada (Figura 1). Matéria prima vai sendo sucessivamente conformada nessas cavidades, passando por cada estágio até alcançar sua forma final (HELMAN et al, 2012).

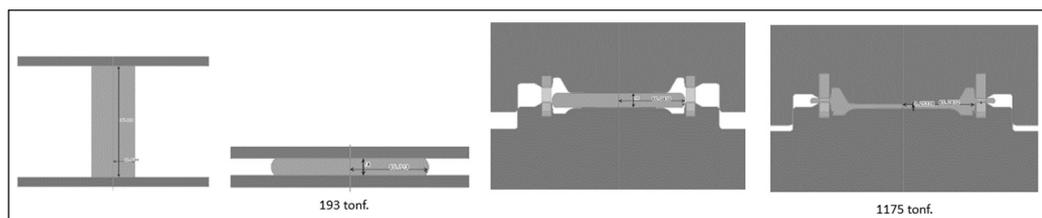


Figura 1 - Sequência de forjamento, pré-forma e forja.

Dentro da cavidade da ferramenta, a deformação ocorre sob alta pressão e temperatura, a temperatura superficial da ferramenta aproxima-se a temperatura do material conformado devido ao seu contato direto com o aço aquecido. Por outro lado, a necessidade de aplicação de desmoldantes diluídos em água resulta em queda abrupta da temperatura na superfície do

ferramental. A combinação destes ciclos térmicos, juntamente com os ciclos mecânicos e o escoamento do aço sobre a superfície, dão origem às principais causas de falha do ferramental.

As causas mais comuns de falha em matrizes estão associadas aos projetos inadequados aos propósitos da matriz (p.ex. raios agudos ou grandes variações de seção), materiais selecionados incorretamente (p.ex. baixa tenacidade) e falha em operação (p.ex. sobrecarga). Segundo Shivpuri (2005), os mecanismos mais comuns de falhas de matrizes são desgaste adesivo/abrasivo, fadiga térmica, fadiga mecânica, deformação plástica e fratura catastrófica (SHIVPURI et al, 2005).

O estudo realizado neste trabalho irá tratar dos efeitos no prolongamento da vida útil de ferramentas para trabalho a quente quando submetido a técnica de *shot peening* antes da aplicação do processo de nitretação gasosa. Os efeitos serão mensurados através da medição do desgaste por técnica indireta, metodologia desenvolvida, para que se possa avaliar a geometria da ferramenta durante o forjamento sem a necessidade de removê-la da operação.

Chamaremos a combinação do *shot peening* com nitretação de processo híbrido, sendo a introdução do tratamento de *shot peening* nossa variável de entrada. O processo de *shot peening* é um processo de baixo custo operacional, capaz de alterar a topografia de uma determinada superfície através do jateamento de partículas esféricas, ou pelo menos arredondadas, sem arestas vivas, que são aceleradas por meio de ar comprimido ou turbinas. As pequenas esferas são projetadas em alta velocidade sobre o objeto a ser atingido. Este impacto gera uma texturização da superfície sendo capaz de reduzir a rugosidade superficial (Figura 2). Esta alteração da textura superficial pode afetar o comportamento da vida em fadiga, assim como as propriedades de atrito e desgaste do produto alvejado (MITROVIĆ et al, 2013). Além dos efeitos sobre a textura superficial, o trabalho a frio causado pelo impacto das pequenas partículas, induz tensões compressivas que são extremamente benéficas para o aumento da resistência à fadiga mecânica e por corrosão (CHANG et al, 2008).

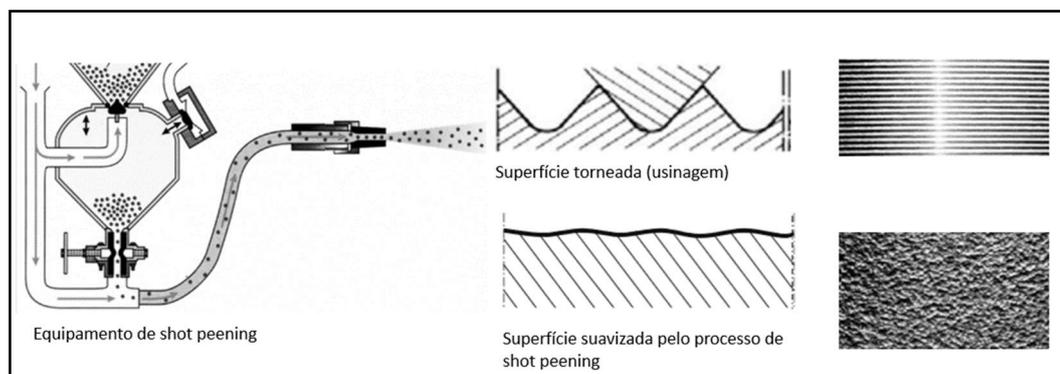


Figura 2 - Efeito do processo de shot peening na superfície usinada (adaptado de OSK, 2002).

O processo de nitretação é usado para conferir ao material resistência ao desgaste, resistência à fadiga térmica e mecânica em componentes como matrizes de forjamento. A nitretação é um tratamento térmico para endurecimento superficial por meio da introdução de nitrogênio na camada superficial de certas ligas ferrosas (DOSSET et al., 2006). Além do aumento da dureza e, por consequência, da resistência ao desgaste, as peças submetidas à nitretação apresentam melhoras das resistências à corrosão e à fadiga.

1.1 OBJETIVO PRINCIPAL

Avaliar de forma quantitativa o resultado da aplicação da técnica de *shot peening* antes do processo nitretação gasosa na vida útil de matrizes aplicadas no forjamento a quente.

1.1.1 Objetivos Específicos

Verificar através de teste controlado, como a combinação de shot peening com a nitretação gasosa pode atuar no bloqueio e retardo dos modos de falha relacionados a fadiga térmica em ferramentas aplicadas no forjamento a quente..

Avaliar de forma quantitativa os efeitos da aplicação da técnica de shot peening antes do processo nitretação gasosa na vida útil de matrizes.

Validar a metodologia desenvolvida neste trabalho para caracterização geométrica quantitativa do desgaste e taxa de desgaste das ferramentas através de medição indireta.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 FORJAMENTO A QUENTE EM MATRIZ FECHADA

Forjamento a quente é o processo de conformação onde o metal forjado encontra-se acima da temperatura de recristalização. Esta condição, permite que os mecanismos de recuperação e recristalização aconteçam, inibindo a geração de tensões internas o que acaba por favorecer a manutenção da ductilidade durante a produção. A operação de forjamento a quente é classificada em forjamento em matrizes abertas e em matrizes fechadas. No caso do forjamento em matrizes abertas, a restrição ao movimento lateral do metal sendo comprimido é pequena, e as matrizes têm geometria bastante simples. No forjamento a quente em matriz fechada, o material é conformado entre as duas metades da matriz, que possuem gravadas em baixo relevo, impressões com o formato que se deseja fornecer à peça acabada (Figura 3). A peça vai sendo sucessivamente forjada nessas cavidades, chegando gradualmente até a sua forma final (HELMAN et al., 2012).

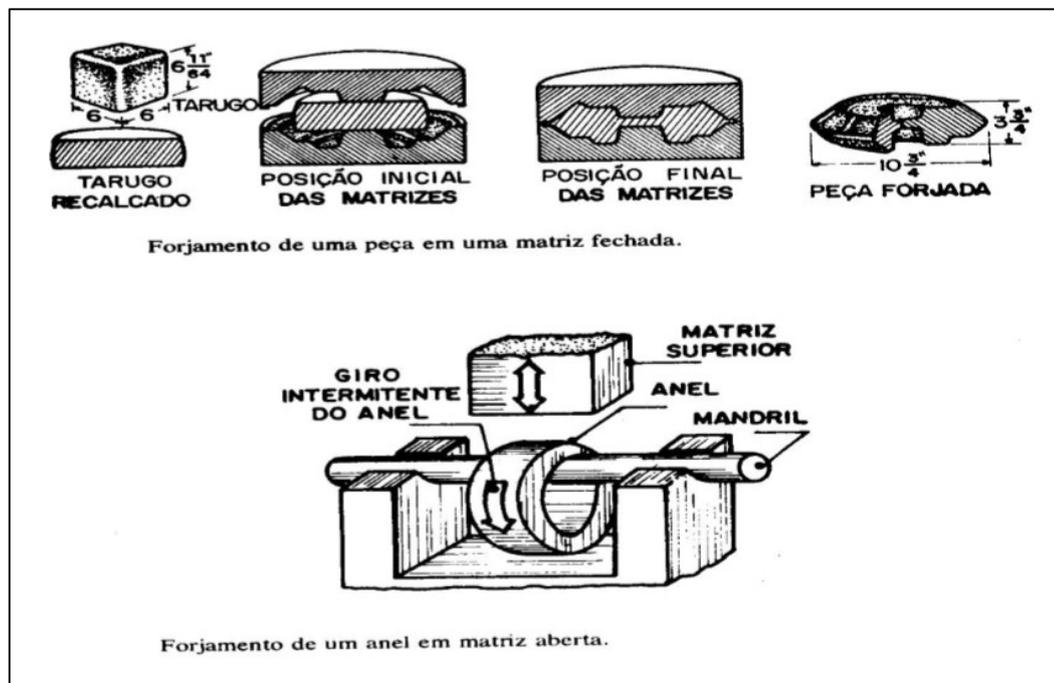


Figura 3 - Classificação do processo de forjamento em matriz fechada e aberta, adaptado de (HELMAN et al., 2012).

Durante o processo de forjamento em matriz fechada a deformação ocorre sob alta pressão e temperatura, permitindo assim obtenção de peças com tolerâncias dimensionais menores do que no forjamento livre. A temperatura de trabalho no forjamento a quente é superior à temperatura de recristalização, com posicionamento normalmente aceito entre 0,3 e 0,6 da temperatura absoluta fusão (VAN VLACK, 1994). Nos casos em que a deformação ocorre dentro de uma cavidade totalmente fechada, sem zona de escape (forjamento sem rebarba), é fundamental a precisão na quantidade fornecida de material: uma quantidade insuficiente implica falta de preenchimento da cavidade e falha no volume da peça; um excesso de material causa sobrecarga no ferramental com probabilidade de danos a ele mesmo e ao maquinário.

Dada a dificuldade de dimensionar a quantidade exata fornecida de material, é mais comum empregar um pequeno excesso de material. As matrizes são providas de uma zona livre, especial para recolher o material excedente ao término do preenchimento da cavidade principal. O material excedente forma uma faixa estreita (rebarba) em torno da peça forjada. A rebarba exige uma operação posterior de corte (rebarbação) para remoção. O processo de forjamento envolve aplicação de um estado de compressão direta, com deformação ocorrendo basicamente por recalque, alargamento e ascensão, conforme (Figura 4) (BRAGA, 2005).

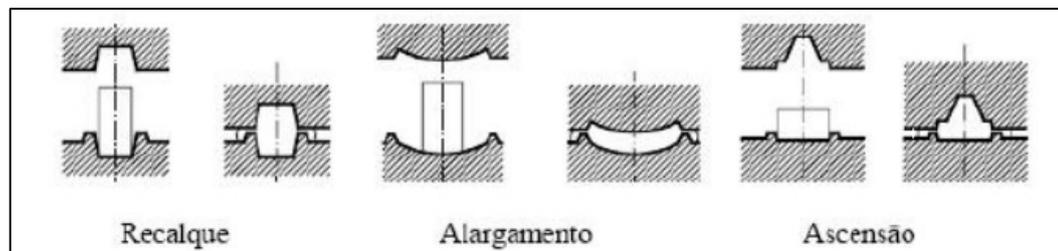


Figura 4 - Formas de Escoamento no forjamento, adaptado de (BRAGA, 2005).

A rebarba tem como função principal servir como uma "válvula de segurança" para o excesso de metal na cavidade da matriz, garantindo quantidade de metal suficiente para encher toda a cavidade da matriz. Ela regula o escape do metal, portanto uma rebarba muito fina aumenta muito a resistência de escoamento do sistema de maneira que a pressão sobe para valores bem altos, assegurando que o metal preencha todos os espaços da cavidade da matriz. Na (Figura 5) se observa algumas variações para o projeto do escapamento de rebarba.

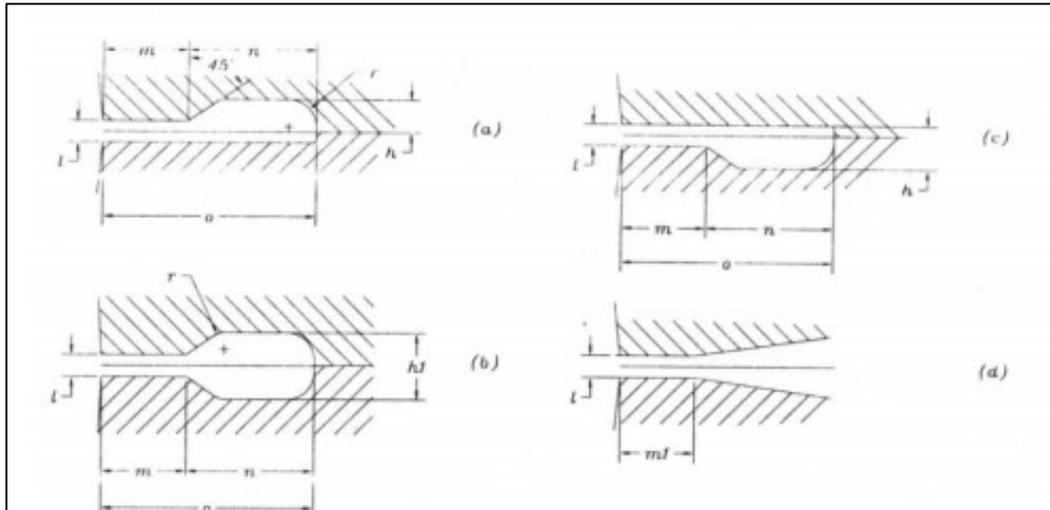


Figura 5 - Projeto do escapamento de rebarba, adaptado de (MARCONDES, 2011).

No forjamento em matriz fechada são empregados aços para trabalho a quente, que são aços altamente ligados, como o aço AISI H13 (DIN 1.2344). Os elementos de liga são fundamentais para melhorar o desempenho das ferramentas, uma vez que durante o processo de forjamento, o ferramental é submetido a solicitações extremamente severas.

As solicitações mais importantes são divididas em quatro grupos:

1. Solicitações mecânicas.
2. Solicitações térmicas.
3. Oxidação.
4. Desgaste através do atrito entre peça e ferramenta.

Na região de superfície da matriz, devido às elevadas pressões que a matéria prima é submetida, a temperatura da ferramenta fica muito próxima da temperatura do tarugo. Durante o processo de forjamento, a energia utilizada para deformar o aço é convertida em calor; enquanto parte dessa energia aquece a peça, uma parte da energia aquece a matriz. O fluxo de calor entre peça e matriz pode chegar a taxa de $7,79 \text{ kW/m}^2\text{K}$, que, combinado ao processo de aplicação de desmoldante, acaba promovendo uma violenta variação de temperatura na superfície da ferramenta (SHIVPURI, 2005). A variação entre a temperatura mais baixa e mais alta é frequentemente reportada na literatura apresentando valores entre $315 \text{ }^\circ\text{C}$ e $650 \text{ }^\circ\text{C}$ (ASM Handbook, V14A, 2005).

2.1.1 Atrito no Forjamento

Denomina-se atrito por contato o mecanismo pelo qual se desenvolvem forças na superfície de contato entre dois corpos em contato, que traduzem uma resistência ao deslizamento de um corpo sobre o outro (HELMAN et al., 2005). As forças de atrito desenvolvidas entre a peça e as ferramentas de conformação são considerações importantes no trabalho mecânico dos metais (DIETER, 1981), sendo, geralmente, consideradas nocivas. Entre os aspectos relevantes da conformação mecânica mais diretamente ligada ao atrito, pode-se assinalar (HELMAN et al., 2005):

- Produção de fluxos irregulares de metal durante o processo de conformação;
- Influência sobre a qualidade superficial dos produtos;
- Elevação da temperatura do material em níveis capazes de comprometer as propriedades mecânicas;
- Aumento do desgaste de ferramentas;

Portanto, o controle das condições de atrito na interface matriz/ferramenta é um aspecto importante no forjamento dos metais, visto que o atrito é responsável pelo aumento da pressão aplicada na ferramenta, pelo seu desgaste e tem influência na geração de defeitos que limitam a conformabilidade. O controle do atrito é feito através de lubrificantes de forma a estabelecer um filme com baixa tensão de cisalhamento, na superfície peça-ferramenta, reduzindo, assim, as tensões que se opõem ao movimento relativo nesta interface. A formulação mais comum de atrito é conhecida como atrito de Coulomb ou atrito seco, que devido à sua simplicidade conceitual é frequentemente usada nos cálculos de processo de conformação mecânica. Esta lei estabelece que a força de atrito é proporcional à força normal, ou ainda, que a tensão provocada pela força de atrito é proporcional à tensão proveniente da força normal (BRAGA, 2005).

2.2 AÇOS FERRAMENTA PARA TRABALHO A QUENTE

Os aços ferramenta para trabalho a quente são desenvolvidos para confecção de matrizes, moldes, punções e outros dispositivos utilizados em processos de conformação de materiais em alta temperatura. Os aços para trabalho a quente são utilizados no forjamento de aços e outras ligas metálicas; extrusão de ligas não ferrosas, principalmente ligas de alumínio; e fundição de ligas leves, das quais o alumínio é, também, o principal material (ROBERTS et al., 1998). Os para trabalho a quente, diferenciam-se dos aços comuns ao carbono, ou aços de

baixa liga, por diversos fatores, mas, principalmente, pela sua aplicação. Em geral, os aços de baixa liga buscam atender requisitos mínimos de resistência mecânica para uma dada aplicação, visando a não ocorrência de uma falha. Os aços ferramenta para trabalho a quente, por outro lado, são empregados em moldes ou matrizes utilizadas até a exaustão. Ou seja, a falha sempre ocorrerá, de maneira mais acelerada ou mais retardada, dependendo do material empregado na matriz e da sua aplicação. Esta característica das ferramentas de trabalho a quente motiva a contínua melhoria, em relação a todos os fatores que interagem em sua aplicação. Especificamente, em relação ao material empregado, ou seja, ao aço ferramenta, existe uma constante evolução, em termos de melhorias do processo de sua manufatura ou da composição química empregada. Neste último aspecto, as possibilidades de alteração são muitas, dada a larga faixa de composição química possível de aplicação (ROBERTS, 1998).

Os aços ferramenta para trabalho no forjamento a quente, em geral, possuem mais de 5% (em massa) de elementos de liga, sendo os principais o Cr, Mo, V e o W. Os principais aços para trabalho a quente são os da série AISI *American Iron and Steel Institute*, classe *H* (hot). Nesta classe, os principais representantes são os aços AISI H11 e AISI H13. O primeiro é utilizado pela indústria desde a década de 1930, e o segundo é mais recente, por volta da década de 1970. Ambos possuem composição química próxima, com 5 %Cr e cerca de 1,3 %Mo, sendo a diferença o teor de V: 0,45 % para o AISI H11 e, 0,90 % para o AISI H13. O AISI H11 e o AISI H13, também possuem uma característica comum; ter 1 % de Si, acima dos 0,30 % usuais dos aços. O aço AISI H13 foi desenvolvido para moldes de injeção e extrusão de metais a quente como alumínio, zinco e cobre, bem como para conformação a quente em prensas e martelos.

2.2.1 Características do aço AISI H13 (DIN 1.2344)

Os aços para ferramentais de forjamento são comumente usados para confecção de matrizes sujeitas a temperaturas que variam de 315 °C a 650 °C. Esses materiais contêm elementos como cromo, tungstênio, vanádio e molibdênio. Esses elementos de liga induzem características de endurecimento profundo, resistência à abrasão e resistência ao revenimento durante o trabalho. Os aços à base de cromo como o AISI H13, contêm cerca de 5 % desse elemento (Tabela 1), o que confere ao aço maior temperabilidade e aumento da resistência ao desgaste. O molibdênio confere a esses materiais resistência ao amolecimento; o vanádio aumenta a resistência à abrasão e o tungstênio melhora a resistência e a dureza a quente (ASM HANDBOOK, V14A, 2005).

Tabela 1 - Composição química do aço AISI H13, (WEGST, 1995).

Elemento	Cr	Mo	Si	V	C	Mn	P	S
Conteúdo (%)	4,8-5,50	1,20-1,50	0,90-1,20	0,90-1,10	0,37-0,43	0,30-0,50	0,03	0,03

Devido à sua composição química, o aço AISI H13 apresenta:

- Elevada temperabilidade,
 - Elevada resistência ao revenimento, resistência ao amolecimento pelo calor,
 - Boa resistência ao desgaste em temperaturas elevadas,
- (MESQUITA et al., 2018).

Dilatação Térmica

A dilatação térmica é o nome que se dá ao aumento do volume de um corpo ocasionado pelo aumento de sua temperatura. A relação entre variação linear e a variação de temperatura é dada através do coeficiente de expansão térmica (Tabela 2). Esta relação entre a variação dimensional e a variação de temperatura é muito relevante no estudo do modo de falhas em atrizes de forjamento pois a falha por fadiga pode ser também provocada por tensões geradas em consequência destas flutuações térmicas (FERREIRA, 2001).

Tabela 2 - Coeficientes de expansão térmica aço AISI H13.

Intervalo de temperatura (°C)	20-100	20-200	20-300	20-400	20-500	20-600
Coef. exp. térm. (10^{-6} m/mk)	11,5	12,0	12,2	12,5	12,9	13,0

2.3 ASPECTOS GERAIS DE FALHAS EM MATRIZES DE FORJAMENTO

Matrizes e ferramentas possuem duas características que as diferenciam dos demais componentes mecânicos com relação à falhas. A primeira é o fato de estarem envolvidas na fabricação de outros produtos, de modo que a abreviação de sua vida útil pode envolver grandes custos e atrasos de produção. A segunda é o fato de serem utilizadas geralmente em elevados níveis de dureza, o que as tornam mais suscetíveis a falhas em serviço. Os mecanismos mais comuns de falhas de matrizes são o desgaste adesivo/abrasivo, fadiga térmica, fadiga mecânica, deformação plástica e fratura catastrófica (SHIVPURI et al, 2005).

2.3.1 Falha por desgaste

O processo de desgaste é um dano progressivo que envolve perda de material e que ocorre na superfície de um componente como resultado de seu movimento relativo com outras peças. As consequências econômicas do desgaste são amplas, e envolvem não somente o custo de substituição de peças, mas também aqueles relacionados às paradas para manutenção, perda de produtividade e eficiência (ALTAN et al, 2004). Existem diversos tipos de classificação para desgaste. Neste trabalho, serão concentrados os estudos nos desgastes adesivos e abrasivos.

2.3.2 Desgaste adesivo

O desgaste adesivo ocorre devido à criação de conexões (chamadas soldas frias) em locais de contato real das superfícies, seguida de subsequente arrancamento em movimento. Se essa fusão é intensa, o material geralmente exhibe, na zona de fusão, uma resistência maior que um dos elementos deslizantes. Em tais casos, as partículas do material com a menor resistência mecânica são arrancadas, deixando crateras (BURAKOWSKI et al, 1999).

Uma condição adicional para o desgaste adesivo é a ausência de camadas de óxido com ligações de caráter não-metálico e que por essa razão, não permite a formação de juntas adesivas (fusões). O desgaste adesivo ocorre predominantemente nos picos das asperezas onde o contato entre as duas superfícies metálicas ocorre. Sua intensidade é proporcional à afinidade entre os metais em contato.

Os aços exibem ambas, a tendência de fundir e de oxidar. Geralmente uma alteração na energia da rede metálica, alcançado por um aumento na temperatura, trabalho a frio ou deformação elástica, pode causar um incremento na tendência de fusão. A introdução de átomos estranhos à rede metálica impede a fusão. Elementos de liga que inibem a oxidação do aço

também, como regra, impedem a fusão. Ainda segundo (BURAKOWSKI et al, 1999), o desgaste adesivo ocorre como resultado do arrancamento de pontos fundidos de um dos materiais e o transporte de partículas daquele material na forma de fragmentos para a superfície de deslizamento do outro metal (Figura 6). A dureza de tais fragmentos normalmente é maior que o material receptor, além disso, suas formas são agudas e irregulares. Desta forma, a camada superficial fica sujeita a deformações plásticas de profundo alcance e deformações distintas dos grãos são observadas. Se a resistência das juntas adesivas é menor do que a dos materiais que as contém, ocorre o cisalhamento da solda nesse caso, ambos os materiais se desgastam. Se a junta adesiva tem resistência maior que os materiais que a formam, o cisalhamento terá lugar no mais fraco dos dois materiais.

Uma consequência disso é um desgaste severo e uma intensificação do processo de dano da superfície. A força de atrito, por outro lado, pode ter um aumento insignificante. Uma superfície com dureza mais alta é progressivamente coberta por uma fina camada do material mais macio transportado. Após algum tempo o atrito irá ocorrer entre o mesmo material. No caso de atrito entre mesmos materiais, é provável que as juntas adesivas terão maior resistência que os materiais receptores.

A causa desse fenômeno é o endurecimento por deformação das juntas durante o atrito. Em tal evento o cisalhamento das juntas ocorre, como regra, mais profundo no material receptor e é acompanhado por desgaste severo da superfície. O desgaste pode, entretanto, se abrandar porque o transporte de material ocorre em ambas as direções, neste caso o desgaste passa a ser conhecido como desgaste abrasivo a três corpos ou “rolling abrasion”, devido ao movimento de rolamento que as partículas abrasivas realizam durante o desgaste (TREZONA et al., 1999).

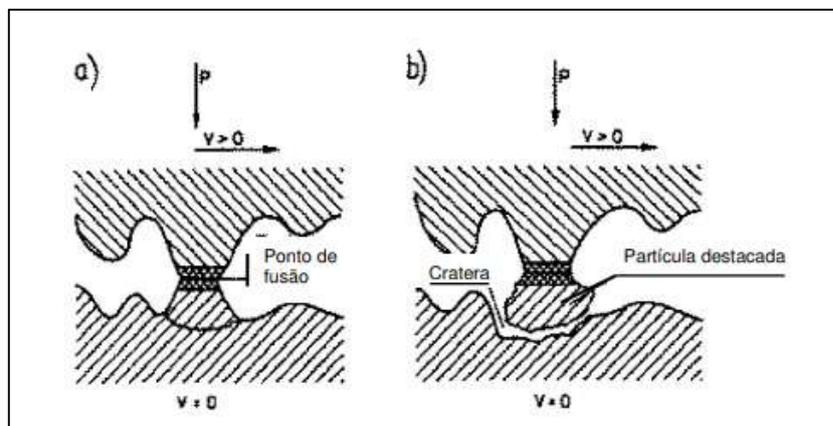


Figura 6 - Representação do Fenômeno do desgaste adesivo, adaptado de (BURAKOWSKI et al, 1999).

O desgaste adesivo em forjamento a quente pode ser muito similar à soldagem, visto que as temperaturas das interfaces podem atingir até 1200°C. Este fenômeno geralmente se manifesta em porções mais ásperas e é acelerado quando a superfície da ferramenta entra em contato com a peça quente. Isso pode ocorrer depois que as camadas de óxido e desmoldante são removidas e o material em conformação entra em contato direto com o material de base da matriz (ALTAN et al, 2004).

2.3.3 Desgaste abrasivo

Trata-se do desgaste devido ao movimento de partículas duras forçadas contra e ao longo de uma superfície sólida, como mostrado na (Figura 7). No processo de forjamento, o desgaste abrasivo é causado em parte, pelo movimento dos óxidos que são expelidos da superfície da matéria prima aquecida e se movimentam ao longo da superfície das matrizes. (ASM HANDBOOK, V14A, 2005).

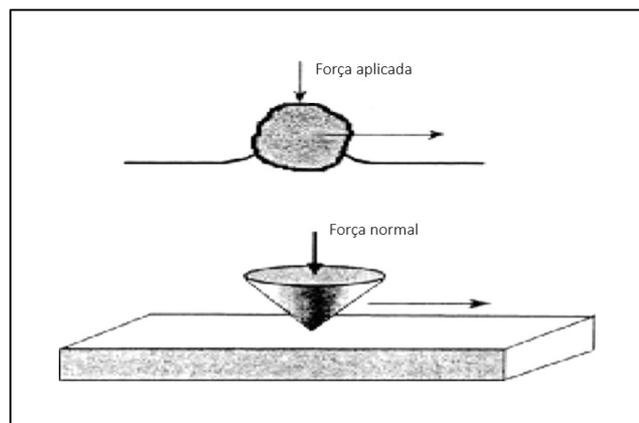


Figura 7 - Modelo esquemático do desgaste abrasivo (adaptado de PRADO, 2004).

Esta forma de desgaste, difere consideravelmente do desgaste adesivo. No desgaste adesivo, as rugosidades em contato nas superfícies adjacentes unem-se, e a interação subsequente pode levar à remoção de material das superfícies. No desgaste abrasivo, o material é removido das superfícies pela ação de corte das partículas abrasivas. O componente de força normal à superfície que atua na partícula abrasiva provoca penetração da superfície pela partícula. O componente de força paralelo à superfície provoca movimento relativo tangencial entre a partícula e a superfície. Isso resulta em cisalhamento ou ranhuramento da superfície. A severidade do desgaste abrasivo para um dado material abrasivo varia dependendo da

magnitude das forças atuantes. No processo de forjamento, o filme de óxido que envolve a matéria prima aquecida, quebra-se, formando partículas altamente abrasivas, os fatores envolvidos no fenômeno de desgaste abrasivo segundo (SHIVPURI, 2005) são:

- Projeto da ferramenta: elevada velocidade de escoamento de material, elevada temperatura na cavidade e grandes pressões locais aumentam o desgaste abrasivo.
- Processo: inclui-se aí o ciclo térmico, tipo de prensa de forjamento, sistema de aquecimento de peças, temperatura de pré-aquecimento e tempo de contato peça-matriz.
- Tratamento térmico: quanto à microestrutura de materiais tratados termicamente, sabe-se que a maior resistência ao desgaste é obtida em microestruturas finas e com elevada dureza superficial. Uma redução no tamanho do grão aumenta a dureza e conduz ao aumento da resistência ao desgaste. Tratamentos que aumentem a dureza do aço aumentam a resistência ao desgaste abrasivo (Figura 8), no entanto a presença de descabornetação superficial, frequente após tratamentos térmicos, é extremamente deletéria (SHIVPURI et al, 2005).

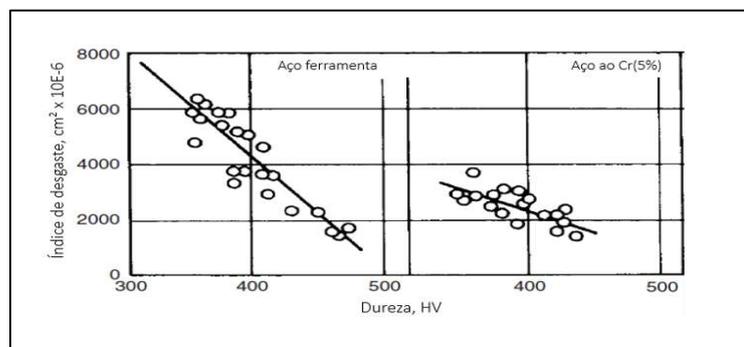


Figura 8 - Efeito da dureza superficial na resistência ao desgaste (adaptado ASM Handbook, V14A, 2005).

- Lubrificação: influencia no coeficiente de atrito, formando um filme de interface entre a peça e a matriz. Também auxilia na extração de calor da superfície da ferramenta, calor esse que reduz resistência mecânica e leva ao desgaste prematuro conforme pode ser observado no gráfico da (Figura 9) abaixo.

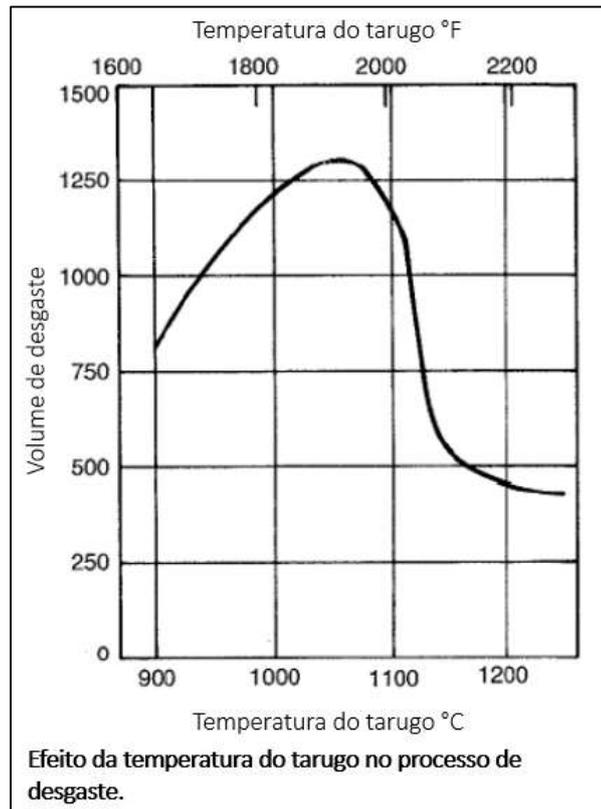


Figura 9 - Efeito da temperatura de trabalho no desgaste, adaptado de (ASM Handbook, V14A, 2005).

Observações do comportamento do volume de desgaste com a temperatura (Figura 9), levaram a conclusão de que o aumento inicial do desgaste pode ser atribuído à geração maior de carepa, que atua como abrasivo no processo de desgaste. Contudo, a elevadas temperaturas, as tensões para deformação do material caem rápido o suficiente, minimizando a pressão na interface matriz/peça durante o forjamento e reduzindo o efeito da carepa.

Dentre os métodos para reduzir o desgaste abrasivo temos:

- Utilizar aços que mantenham a dureza em altas temperaturas.
- Utilizar revestimentos especiais (Nitretação).
- Reduzir a formação de carepa na matéria prima, trabalhar com fornos com atmosferas inertes.
- Projeto adequado da pré-forma e forja, almejando a redução das velocidades de escoamento (SHIVPURI et al, 2005).

2.3.4 O modelo de Archard-Rabinowicz

O modelo de Archard-Rabinowicz para o desgaste, representado pela (Equação 1), permite o cálculo simplificado, em condições ideais, do desgaste em função da pressão local, da velocidade, do escoamento e da dureza do material.

$$W = k \int \frac{p_i \cdot V_i}{H_i} dt \quad (1)$$

Onde W é o volume de desgaste (m³), Pi a carga normal de contato (N) , Vi a velocidade local (m/s), a dureza e K/Hi (mm³/N.m) a constante de desgaste na interface.

A equação de Archard-Rabinowicz é um modelo bastante simplificado sendo preciso que se considere que o modelo prevê o crescimento linear da perda volumétrica com a carga aplicada, desde que suas variações não resultem em mudanças nos mecanismos de desgaste (PINTAÚDE et al, 2014). Com relação ao termo de dureza, são obtidas melhores correlações com resultados experimentais quando utilizada a dureza inicial teórica. Modelos mais complexos como o sugerido por (EBOJOH et al., 2018), substituem o coeficiente de desgaste pela energia específica para a remoção de uma quantidade unitária de material, ambas soluções estão sujeitas a considerações específicas como o coeficiente de atrito.

2.4 FADIGA MECÂNICA

Denomina-se fadiga a ruptura progressiva que ocorre em componentes e estruturas devido a solicitações dinâmicas e cíclicas. Segundo a norma (ASTM E1150, 1993), fadiga é o processo de variação estrutural progressiva, localizada e permanente que ocorre em um material sujeito a condições que produzem tensões e deformações flutuantes em certo(s) ponto(s), e que pode culminar em trincas ou em fratura completa após número suficiente de ciclos (HOEPPNER, 2005). É necessária a associação simultânea de tensões cíclicas, estado de tensões trativas e deformação plástica para ocorrência de falha por fadiga mecânica. O processo de falha por fadiga, desenvolve-se em três estágios. No primeiro estágio ocorre a nucleação, que compreende a formação de uma pequena trinca que segue numa direção a 45° em relação à tensão principal responsável pela falha. A trinca formada nesta etapa é produzida pela máxima tensão principal de cisalhamento. O próximo estágio é caracterizado pelo crescimento da trinca

num plano perpendicular à direção da tensão normal principal. Trata-se do estágio mais característico da fadiga. A superfície de fratura tem por característica uma textura lisa. A deformação plástica localizada na ponta da trinca em propagação pode provocar uma marca superficial a cada ciclo ou a um conjunto determinado de ciclos de carga. No terceiro e último estágio, ocorre a falha catastrófica, trata-se de uma região de propagação instável da trinca. Nesta região, o crescimento da trinca por fadiga é fortemente dependente da microestrutura, da tensão média e da espessura sendo, no entanto, pouco afetada pelo ambiente (REGULY, 2004).

Quando da análise de uma superfície fraturada, algumas questões podem ser consideradas durante a análise fractográfica de falhas (BRANCO, 1999). Com relação a iniciação da trinca, esta normalmente ocorre em pontos de tensão local máxima (p.ex. concentradores geométricos de tensão) e/ou em resistência local mínima (p.ex. locais de maior temperatura ou descarbonetação). A posição e a quantidade de pontos de nucleação e a orientação das marcas de praia indicam qual o tipo de sollicitação que provocou a falha. A (Figura 10) abaixo mostra um esquema de marcas nas superfícies de fratura por fadiga produzidas em componentes lisos e entalhados com seções transversais redondas.

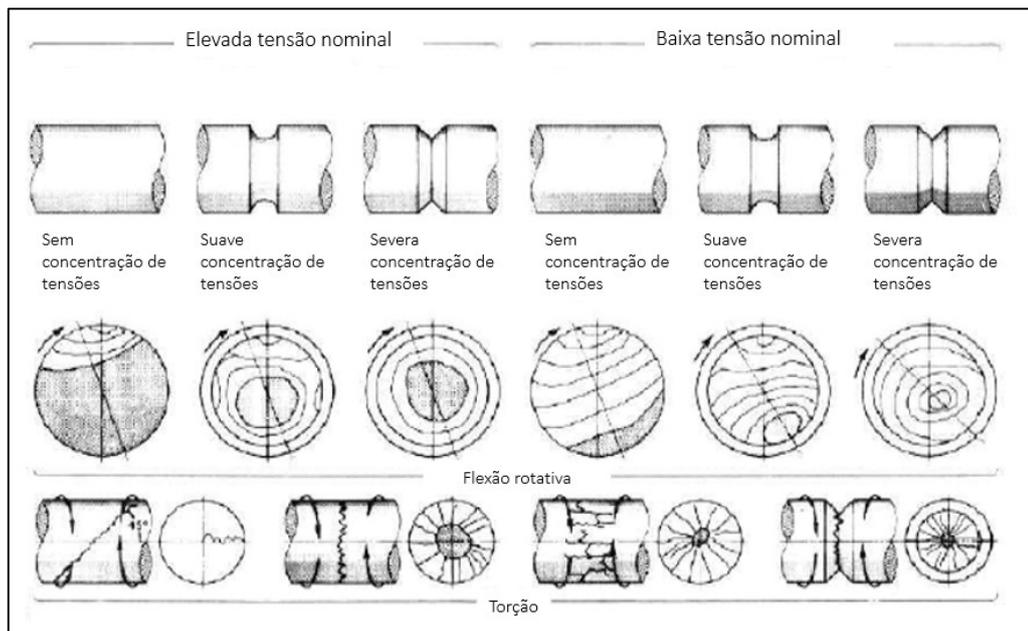


Figura 10 - Esquema de marcas nas superfícies de fratura por fadiga (adaptado ASM Handbook V12).

A proporção entre as etapas de propagação e de ruptura final indica o grau de sobrecarga da peça: o tamanho da região de fratura catastrófica, em comparação com o tamanho da região de propagação subcrítica, aumenta com a elevação da tensão nominal.

2.4.1 Modelo para Predição de Vida em Fadiga

A vida em fadiga é definida como a quantidade de ciclos, ou tempo que o material suporta até sua falha, ou seja, quantos ciclos são necessários para nuclear e propagar uma trinca até a sua instabilidade num dado carregamento (ASM HANDBOOK, 2002).

Em grande parte das situações que ocorrem na prática, a solicitação cíclica no ponto crítico apresenta um valor médio não nulo em torno do qual a tensão varia. Quando uma tensão média não nula atua sobreposta a uma tensão alternante, a resistência à fadiga do material fica bastante prejudicada, em especial, no caso em que as tensões médias forem de tração. Para apresentar os dados experimentais do efeito de tensão média sobre a resistência de fadiga, um dos critérios utilizados é o de Soderberg (BRANCO, 1999):

O critério de Soderberg (Equação 2) é mais conservativo já que restringe a tensão média σ_m no máximo a tensão limite de escoamento.

$$\frac{\sigma_a}{S_e} + \frac{\sigma_m}{\sigma_e} = \frac{1}{n} \quad (2)$$

Em que:

σ_a = tensão alternante [MPa]

σ_m = tensão média [MPa]

σ_e = tensão de escoamento [MPa]

S_e = tensão de resistência a fadiga [MPa]

n = coeficiente de segurança

A metodologia de fadiga controlada por tensão, baseia-se nas curvas de Wöhler ou S-N do material. Esta metodologia é bastante adequada quando as tensões atuantes são inferiores ao limite de resistência ao escoamento do material e a vida prevista é superior a 10.000 ciclos. A resistência à fadiga é função do número de ciclos N , ou seja, para um maior número de ciclos corresponde uma menor tensão de resistência à fadiga, conforme mostrado na (Figura 11).

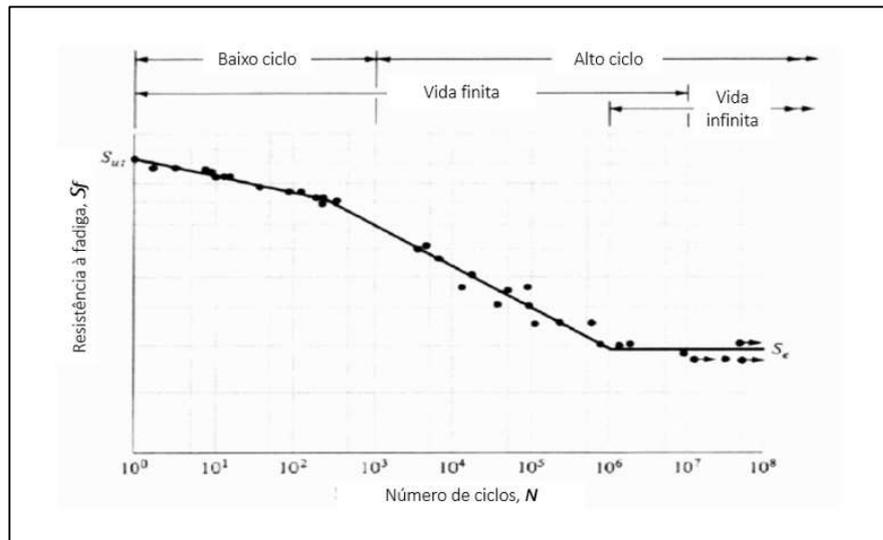


Figura 11 - Curva de Wohler (adaptado SHIGLEY, 2005).

2.4.2 Tensão Residual

O processo final de acabamento da superfície será benéfico à fadiga quando aumentar a profundidade e a intensidade da tensão compressiva; e prejudicial quando reduzi-la, ou mesmo removê-la. Por isso, processos como jato de partículas de vidro, jato de areia e similares, geralmente, melhoram as propriedades de fadiga, pois envolvem deformação plástica da superfície. Processos como eletropolimento, polimento químico e eletroerosão, que removem a camada sem deformação plástica no local da ferramenta, podem reduzir as propriedades de fadiga, conforme ilustra a (Figura 12) (MADAYAG, 1969).

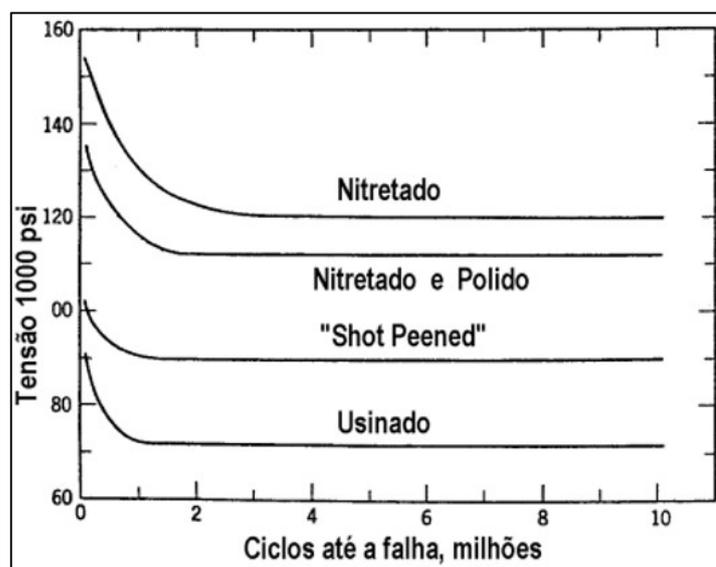


Figura 12 - Resistência à fadiga por flexão rotativa na seção de um componente versus tratamento de superfície, adaptado de (MADAYAG, 1969).

Existem dois tipos distintos de tensão residual nos metais: micro e macrotensões. As microtensões surgem, ou resultam, da diferença nas propriedades elásticas e térmicas dos vários constituintes do metal e da propriedade anisotrópica dos grãos. Esses são fatores metalúrgicos os quais são influenciados pela composição química e pelo tratamento térmico do metal. Macrotensões são distribuídas uniformemente sobre larga área e resultam de deformações produzidas por tensões térmicas ou mecânicas (MADAYAG, 1969).

O incremento da resistência à fadiga em consequência do estado compressivo da superfície motivou o desenvolvimento de vários métodos de tratamentos superficiais de introdução de tensões residuais de compressão. Desses métodos, pode-se citar o de modificação da superfície por difusão de nitrogênio e ou, carbono (nitretação e cementação) e outros que, além de introduzirem tensões residuais compressivas na superfície, elevam a dureza superficial do material e, por consequência, aumentam a resistência à fadiga (MADAYAG, 1969).

2.5 FADIGA TÉRMICA

A falha por fadiga térmica é provocada por tensões geradas em consequência de flutuações térmicas. Duas condições são necessárias para ocorrência de falha por fadiga térmica: restrições mecânicas à dilatação ou contração e variações de temperatura (SHIVPURI et al, 2005). As restrições podem ser externas ou internas. Em seções espessas, gradientes de temperatura correm ao longo da peça, gerando elevadas tensões em estado triaxial (compressão durante o aquecimento e tração durante o resfriamento. Mesmo em peças delgadas, variações abruptas de temperatura em camadas superficiais poderão formar gradientes de temperatura expressivos. No caso de ferramentas de forjamento a quente, o gradiente de temperatura se desenvolve durante o contato da matriz com a peça e na refrigeração quando da aplicação de desmoldante. Na maioria das vezes, tais gradientes somam-se aos esforços de forjamento, resultando na amplificação dos campos de tensões. Durante o ciclo de aquecimento, a superfície da cavidade da ferramenta aumenta a temperatura, causando uma expansão volumétrica e resultando, assim, e um estado de tensão compressivo na superfície. Quando a tensão gerada é superior ao limite de escoamento, o material se deforma plasticamente. Quanto maior a temperatura atingida, maior será a dilatação. Durante o resfriamento subsequente, o material irá se contrair, gerando um estado de tensão trativo conforme pode ser visto na (Figura 13).

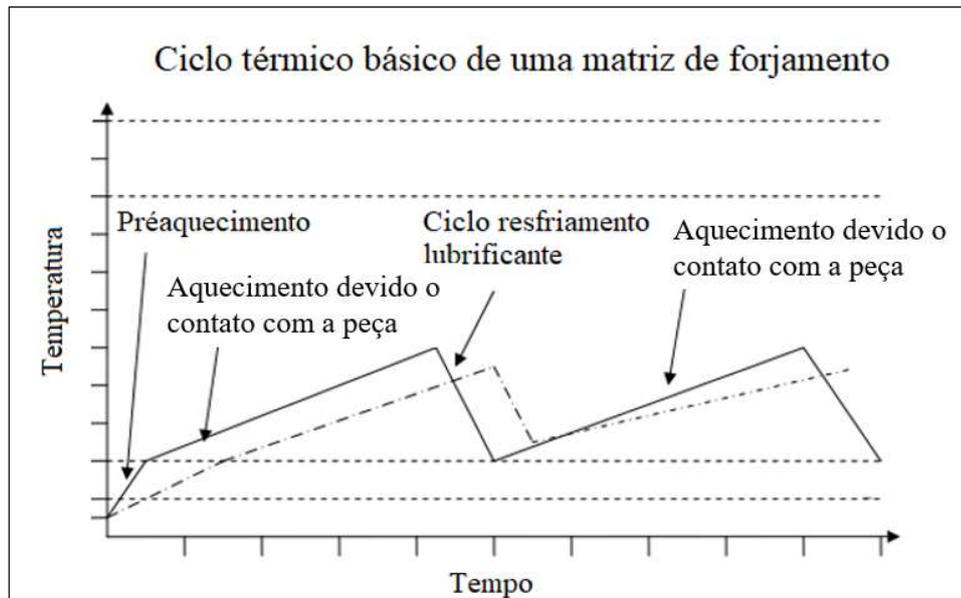


Figura 13 - Evolução da temperatura na superfície de uma matriz de forjamento, adaptado de (GROBASKI, 2004).

Dependendo do nível das tensões e do número de ciclos, poderão surgir as trincas de fadiga térmica (FERREIRA, 2001). O conhecimento dos mecanismos que levam à fadiga térmica nos processos industriais que utilizam matrizes para trabalho a quente é fundamental, uma vez que esta fadiga é um dos principais mecanismos de falha que limita a vida destas matrizes (FERREIRA, 2001). As trincas de fadiga térmica, também chamadas de trincas térmicas ou *heat checking*, podem ocorrer com pouco uso de uma matriz, marcando o material de forma microscópica e muitas vezes macroscópica. Algumas trincas crescem continuamente durante os ciclos de trabalho, tornando-se tão grosseiras a ponto de o mau aspecto da superfície do produto não seja mais aceitável ou até mesmo podem levar a matriz à fratura catastrófica (RIBEIRO, 1998). Para reduzir esse estado de tensão-deformação que o material tem de suportar, é necessário que haja o menor coeficiente de expansão térmica para reduzir a deformação e a máxima condutividade térmica para que em um mesmo ciclo térmico de trabalho, o calor da superfície possa ser mais bem dissipado e resulte em um menor ΔT .

Para ocorrência de falha por fadiga térmica, a amplitude das deformações elásticas devido ao ciclo térmico devem ser maiores que as deformações elásticas mecânicas do material nas diferentes temperaturas, ou seja:

$$\alpha(T_2 - T_1) > \frac{2(1-\nu_1)\sigma}{E_1} + \frac{2(1-\nu_2)\sigma}{E_2} \quad (3)$$

Tomando como T1 e T2 as temperaturas mínima e máxima a que a peça é submetida, α o coeficiente médio de expansão térmica, E1 e E2 o módulo de elasticidade do material nas temperaturas máxima e mínima, σ a tensão de restrição e ν_1 e ν_2 os coeficientes de Poisson às diferentes temperaturas (ASM HANDBOOK, V14A, 2005). Segundo essa inequação, reduz-se fadiga térmica reduzindo a amplitude térmica, através da redução do gradiente térmico e da escolha de material de menor dilatação térmica, e/ou, para uma mesma dilatação térmica, diminuindo a deformação elástica, através da redução do estado de tensões. Segundo o critério de Coffin-Manson, a iniciação das trincas ocorre quando a equação abaixo é cumprida:

$$N^n \cdot \epsilon_p = C \cdot \epsilon_f \quad (4)$$

Sendo N o número de ciclos para a iniciação da trinca, n e C constantes, ϵ_p a faixa de deformação plástica e ϵ_f a deformação real à fratura (uma propriedade do material). A evolução das trincas superficiais causa a separação dos grãos, o que termina por gerar novas trincas, até a falha catastrófica (ASM Handbook, V14A, 2005). As trincas se propagam segundo a equação abaixo:

$$\frac{da}{dN} = a\rho \cdot (\epsilon)^q = a\rho \cdot \left[\alpha(T_2 - T_1) - (1 - \nu_1) \cdot \frac{\sigma_1}{E_1} - (1 - \nu_2) \cdot \frac{\sigma_2}{E_2} \right] \cdot q \quad (5)$$

Sendo “a” o comprimento da trinca, N o número de ciclos, “p” e “q” constantes positivas (dependentes do material). Pureza e composição do material influenciam na propagação das trincas de fadiga térmica. A composição influencia nas transformações de fase, que geram incrementos adicionais de deformação. A presença de partículas de segundas fases e outras inclusões reduzem consideravelmente a ductilidade a quente do material.

Formas de evitar o surgimento de trincas de fadiga térmica (ASM Handbook, V14A):

- Evitar grandes variações de temperatura: quanto maior a variação de temperatura, mais rapidamente a ferramenta falhará por fadiga térmica. A (Figura 14) mostra o efeito da temperatura mínima na vida em fadiga de uma ferramenta com e sem entalhe pré-existente.

- Utilização de revestimentos superficiais que retardem a taxa de nucleação e propagação de trincas.
- Uso de carepa como isolante térmico.

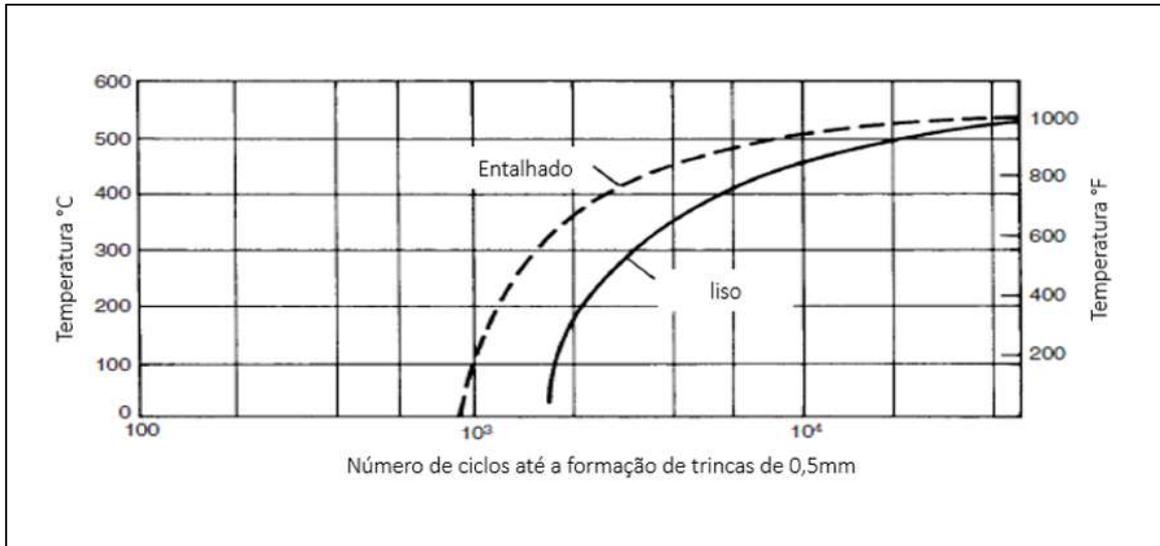


Figura 14 - Perfil de temperatura em uma matriz de forjamento, adaptado de (ASM Handbook, V14A, 2005).

2.5.1 Efeitos Metalúrgicos

O aumento da temperatura diminui a tensão de escoamento, a resistência à fluência e podendo ainda acarretar na perda de dureza por revenimento da microestrutura do aço. Desta forma, a temperatura é o parâmetro mais crítico na fadiga térmica. Ainda, em se tratando de elevadas temperaturas, acima de 500 °C, ocorre oxidação interna e externa e com o tempo, a perlita sofre uma decomposição, contribuindo assim com a redução da resistência à fadiga térmica (BRANDIM, 2009).

O tempo em que o material é mantido em temperatura, na faixa de pico, pode levar a transformações metalúrgicas, tal como o aumento do tamanho de grão e precipitação de carbonetos secundários. A camada superficial da cavidade da matriz pode perder dureza por efeito de revenido. A grandeza da tensão de escoamento gerada na temperatura de pico do ciclo térmico, é diretamente proporcional à quantidade de deformação plástica na superfície da cavidade durante o ciclo térmico.

Esta deformação por sua vez é a causadora direta das trincas térmicas. Se o material sofre perda de dureza por efeito de revenido, a deformação plástica irá aumentar na mesma proporção. Uma correta previsão da vida útil de matrizes, deverá considerar o efeito de revenido e utilizar as reais propriedades do material ao longo dos ciclos térmicos.

Os efeitos das mudanças de fase na fadiga térmica em matrizes de forjamento foram examinados, (ROOKS et al, 2013) concluindo-se que o aquecimento da superfície e o resfriamento podem levar à reversão da fase martensítica em austenita e subsequente volta a martensita. Pelo fato da martensita e a austenita terem diferentes densidades, tais mudanças levam a tensões que são impostas por camadas subsuperficiais em relação às camadas que não sofrem transformações.

Uma forma de reduzir este efeito é manter a temperatura máxima da superfície da matriz abaixo da A_{c1} ($\sim 800^{\circ}\text{C}$), temperatura crítica de aquecimento, que corresponde ao contorno entre o campo ferrita-cementita e os campos que contêm austenita e ferrita ou austenita e cementita (FORTIS et al, 2014).

2.5.2 Efeitos microestruturais

A variáveis mais importantes com relação à microestrutura do aço utilizado na produção da ferramenta são limpeza, tamanho de grão e uniformidade microestrutural. Inclusões grosseiras não metálicas e carbonetos de liga grosseiros, introduzidos durante a solidificação e alongados pela conformação a quente, reduzem a resistência à fadiga térmica, mesmo em matrizes propriamente tratadas (FORTIS et al, 2014).

Em seu trabalho, Alvarenga cita que as fontes de restrição locais que são causas de trincas durante a variação cíclica térmica incluem variações no coeficiente de expansão térmica, na condutividade térmica e nas propriedades mecânicas do material, além das diferenças de propriedades em partes distintas do mesmo material como grãos, fases ou entre a matriz e as partículas de inclusões presentes.

Como exemplo, inclusões de carboneto em um aço inoxidável com uma dispersão melhor e mais uniforme levam a um aumento na resistência à fluência, o que reduz a probabilidade de ocorrer trinca intergranular durante a variação cíclica térmica (ALVARENGA, 2006). Porém, o agrupamento destas partículas por causa do envelhecimento da estrutura em exposição contínua à temperatura elevada, intensifica a ação repetitiva e danosa das tensões térmicas locais em razão da variação cíclica térmica.

Sendo assim, embora seja esperada a formação progressiva de uma fase que possua alta resistência, às custas da ductilidade, será normal a diminuição da resistência à variação cíclica térmica. A maneira como estas inclusões são distribuídas na fase determina a significância deste efeito. A tendência do carboneto de precipitar sítios intergranulares, formando uma rede frágil

e contínua ao longo dos contornos de grão em certos aços inox, conduz à fissuração por variação cíclica térmica nesta região de mistura estrutural; a formação de partículas discretas grandes, normalmente, será muito menos danosa (FORREST, 1972).

Se durante a variação cíclica térmica a uma determinada temperatura, o material sofre uma transformação de fase, este será extremamente suscetível a tensões aplicadas externamente e isso pode resultar em rápidos deslocamentos e fissuração, internos no material. Como exemplo, a formação de martensita de uma matriz de austenita baixará a resistência do aço à variação cíclica térmica, pois a estrutura resultante é muito mais dura, contendo tensões residuais e podendo absorver menos deformação plástica local sem fissuração (HASEBE et al, 1997).

2.5.3 Ensaio de fadiga térmica

Os ensaios de fadiga térmica surgiram em meados dos anos 50 devido a sérios problemas em palhetas de turbinas de aviões (SILVA, 2003). Em função de terem sido desenvolvidos para simular uma condição específica de trabalho, não há padronização do ensaio quanto à geometria do corpo-de-prova e ciclo térmico. Além disso, em relação à influência do tipo de material sobre a resistência à fadiga térmica, os resultados da literatura são em geral apresentados na forma de análise comparativa entre ligas, não havendo trabalhos mais sistemáticos correlacionando características microestruturais e resistência à fadiga térmica.

Variáveis do ensaio:

Segundo (SILVA, 2003), as variáveis de ensaio na fadiga térmica que podem alterar os resultados obtidos são:

- Métodos de resfriamento e aquecimento: sabe-se que uma taxa de aquecimento e resfriamento mais elevada diminui o número de ciclos para a fratura. Deste modo, verificação do efeito dessas variáveis é fundamental para redução de falhas por fadiga térmica. Resfriamento pode ser em ar, água, óleo ou leito fluidizado à baixa temperatura.
- Temperaturas do ciclo: para um mesmo gradiente térmico, um aumento da temperatura máxima do ciclo em geral aumenta a taxa de propagação de trinca. Acima de um valor crítico de temperatura, o desempenho do material à fadiga se

intensifica com o aumento da temperatura, devido a aumento da ductilidade do material.

- Tempo de permanência à temperatura máxima: o aumento no tempo de permanência à temperatura máxima diminui o desempenho do material sob fadiga térmica (há expansão do núcleo e maiores tensões trativas na superfície) até um valor crítico, a partir do qual, há um aumento deste desempenho (devido a mudanças microestruturais). Os parâmetros medidos nos ensaios de fadiga térmica são número de ciclos, comprimento máximo e taxa de propagação de trincas e número de ciclos para a fratura, que é determinado por meio de inspeções periódicas da superfície da amostra, até que uma trinca seja observada. O comprimento das trincas pode ser medido, e os dados apresentados em função da temperatura máxima ou gradiente de temperatura. Ainda, pode-se medir o número de ciclos de aquecimento-resfriamento (gradiente constante) para se atingir tamanho de trinca crítica conforme gráfico da (Figura 15). Deve haver monitoramento constante da temperatura de ensaio durante os testes.

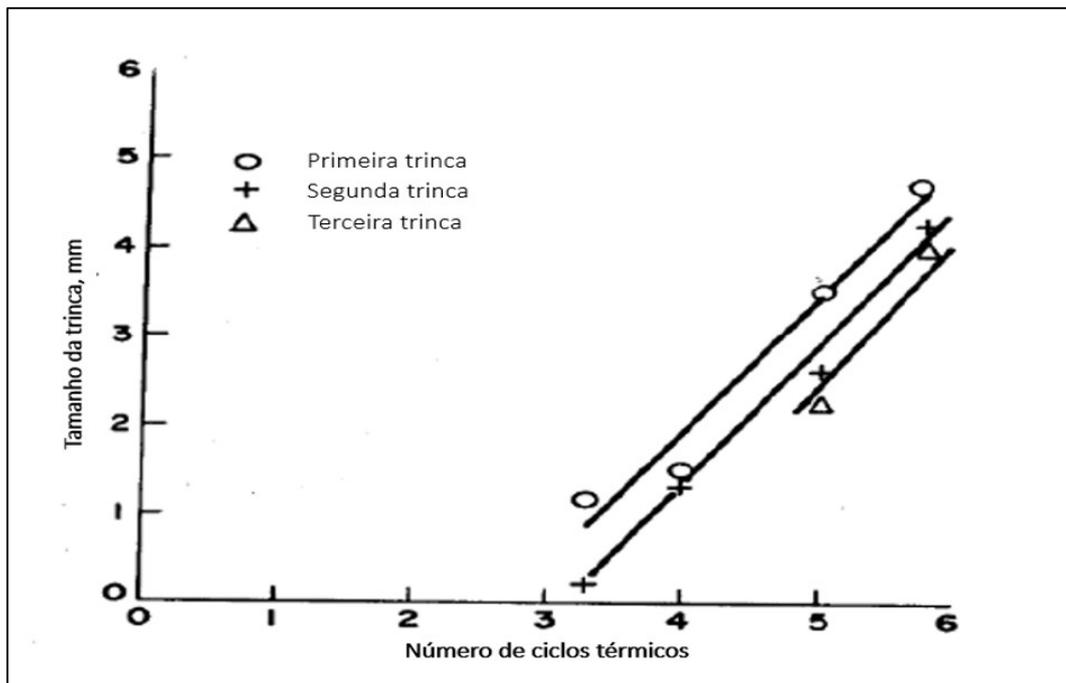


Figura 15 - Evolução do comprimento de uma trinca em função do número de ciclos térmicos (adaptado HOWES, 1973).

Ainda, pode ser avaliada a resistência à fadiga térmica qualitativamente, através de comparação do aspecto das trincas superficiais das amostras com fotografias de referência. Parte deste quadro comparativo é mostrado na (Figura 16).

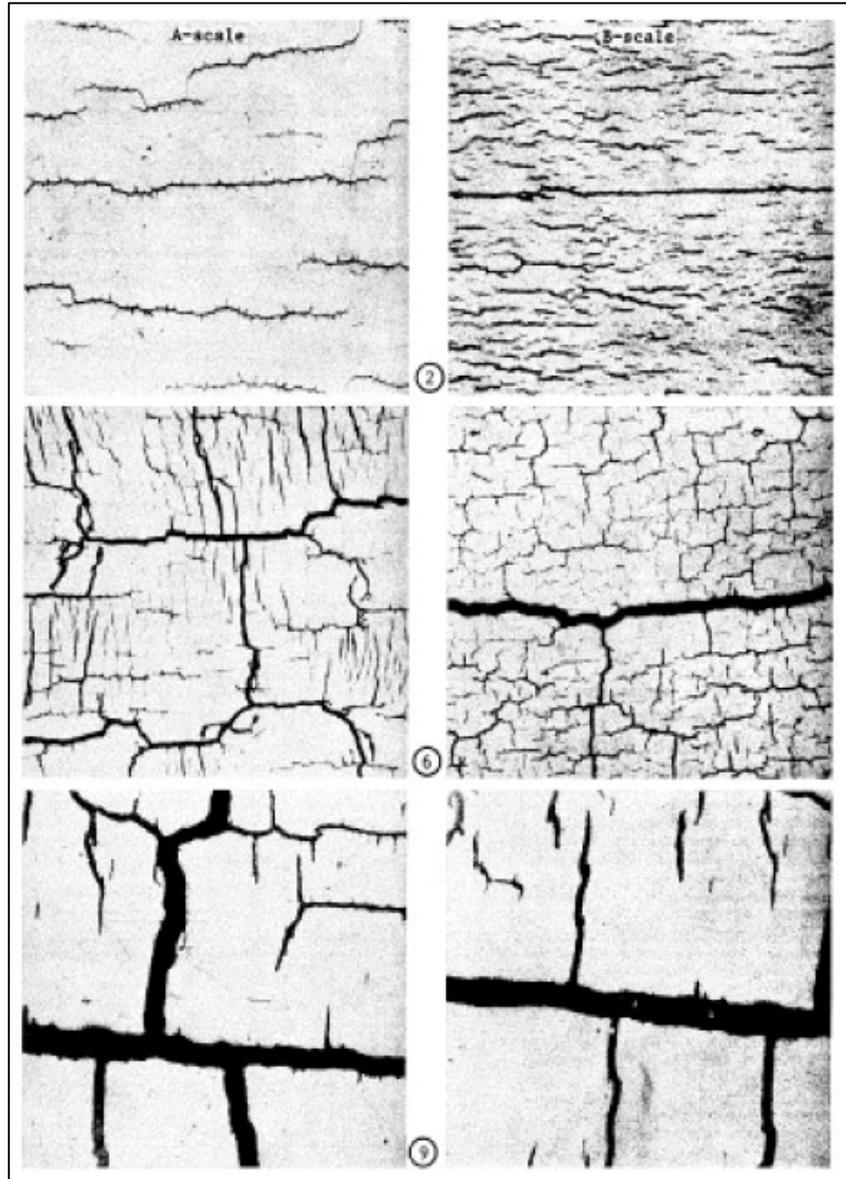


Figura 16 – Evolução do dano por fadiga térmica, adaptado de (MOLINARI, 2005).

No quadro anterior (Figura 16), são mostradas as classes 2, 6 e 9 de dano por fadiga térmica. A escala *A* é usada para classificar segundo a rede de trincas, e a escala *B*, segundo as trincas principais (maiores) (MOLINARI, 2005).

Observou-se que em amostra com entalhe, houve sempre a propagação de uma trinca principal, muito maior que as demais. Eles atribuíram isso ao fato de antes da trinca nuclear haver uma grande quantidade de deformação plástica no entalhe e a posição de concentração

de tensão ser então oxidada produzindo alguns “*tiny pits*”. Uma trinca se inicia no local onde há a maior concentração de tensão sendo que, quando a tensão térmica excede um dado valor, há a nucleação da trinca. A partir daí, uma das trincas se torna a trinca principal, e as outras não propagam mais devido a uma relaxação da tensão térmica e da tensão local (YH et al, 2004).

2.6 TRIBOLOGIA

A tribologia estuda a interação das superfícies em movimento e tem como objetivo entender o atrito, o desgaste e a lubrificação. O atrito é definido como a resistência oferecida ao movimento relativo entre duas superfícies que estão em contato devido a uma carga normal e está associado com a perda de energia total em um sistema que tenha algum movimento relativo. Contudo, uma pequena quantidade de energia é absorvida pela superfície, e pode provocar alterações geométricas denominadas desgastes (ARNOLD, 1992).

A lubrificação pode ser definida como qualquer técnica aplicada para reduzir o atrito, o desgaste ou ambos. Qualquer elemento que na interface da superfície desempenhe estes papéis, poderá ser considerado um lubrificante seja no estado líquido, sólido ou gasoso.

2.6.1 Lubrificantes forjamento a quente

No forjamento a quente as matrizes são lubrificadas e resfriadas por um sistema de spray com base em água que é pulverizado diretamente sobre a superfície quente da ferramenta. O spray é produzido por sistemas que utilizam ar comprimido para a atomização. Os parâmetros físicos desse processo são o d_{max} (máximo diâmetro da gota espalhada) e a velocidade inicial da gotícula, conforme (Figura 17) abaixo (KUMAR et al., 2014).

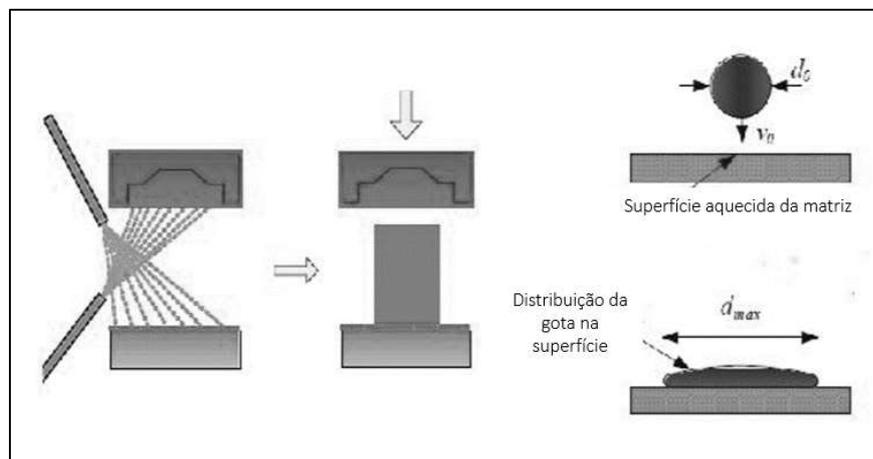


Figura 17 - Características dos lubrificantes (adaptado de KUMAR, 2014).

Os desmoldantes são frequentemente compostos por uma suspensão de grafite em água com flocculantes e aditivos, que são adicionados para ajudar na formação do spray e formação de uma camada aderente. Os fenômenos de spray e a formação do filme nunca foram profundamente estudados. Normalmente este desconhecimento resulta em resfriamento severo e quantidades excessivas nas cavidades e atmosfera. Os desmoldantes são utilizados para reduzir as forças de forjamento através da redução do fator de atrito, evitar a fusão superficial, fator importante no processo do desgaste adesivo. Com relação ao desgaste abrasivo, a lubrificação protege a superfície da matriz através da formação de um filme de interface (KUMAR et al., 2014). A (Figura 18) ilustra o processo de aplicação de desmoldante durante a operação de forjamento a quente.

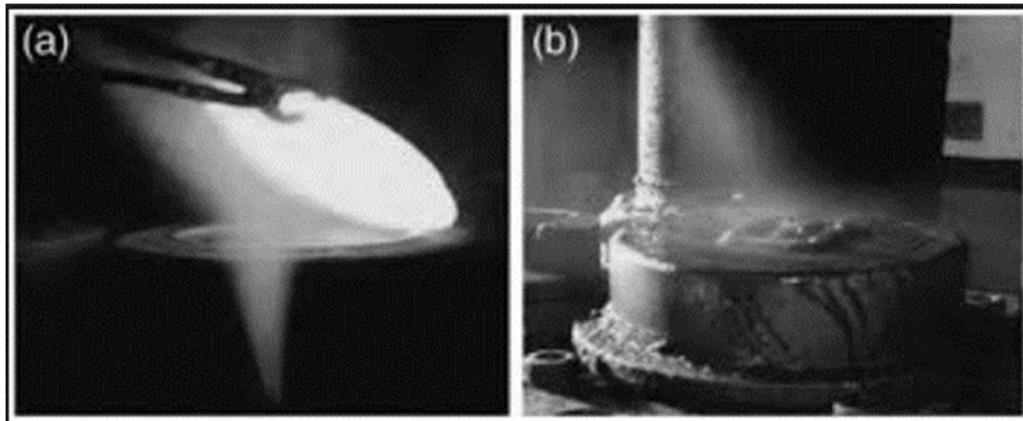


Figura 18 - Aplicação de lubrificante no processo de forjamento a quente, adaptado de (HAWRYLUK, 2018).

2.6.2 Topografia e integridade superficial

Os relatos mais consistentes dos efeitos da topografia na lubrificação e atrito surgiram na década de 70. Nesta época, muitas questões e respostas foram estabelecidas, muitas delas relacionadas aos efeitos da rugosidade 2D e, especialmente, do efeito da topografia da superfície da rugosidade 3D. Em sistemas tribológicos uma das principais causas de elevação da força de atrito é a geração e presença de resíduos na interface. Assim para este tipo de configuração, a principal função do lubrificante é a remoção de resíduos de desgaste da interface. Em alguns casos é possível a utilização de superfícies onduladas, a superfície ondulada é composta por sulcos com a função de coletar resíduos de desgaste, eliminando-os da interface e atuar como reservatório de lubrificante.

O termo integridade da superfície é definido como o conjunto das características topográficas, mecânicas, químicas e metalúrgicas de uma superfície manufaturada e suas

relações com o desempenho funcional . Uma abordagem com relação ao processo de fabricação busca definir uma série de parâmetros e controles que possibilitam a obtenção das propriedades mecânicas exigidas na aplicação funcional do componente. Contudo, para especificar o processo de manufatura adequado é necessário antes conhecer as características da superfície geradas inerentes a cada processo de fabricação. O gráfico abaixo (Figura 19) apresenta a influência de diferentes processos de fabricação, para um mesmo tipo de componente, sobre a resistência à fadiga. No caso abaixo, os corpos de prova de superfície polida, proporcionaram, em relação ao demais, um aumento apreciável na resistência à fadiga para corpos de prova obtidos por diferentes processos de usinagem (BOEHS, 1992).

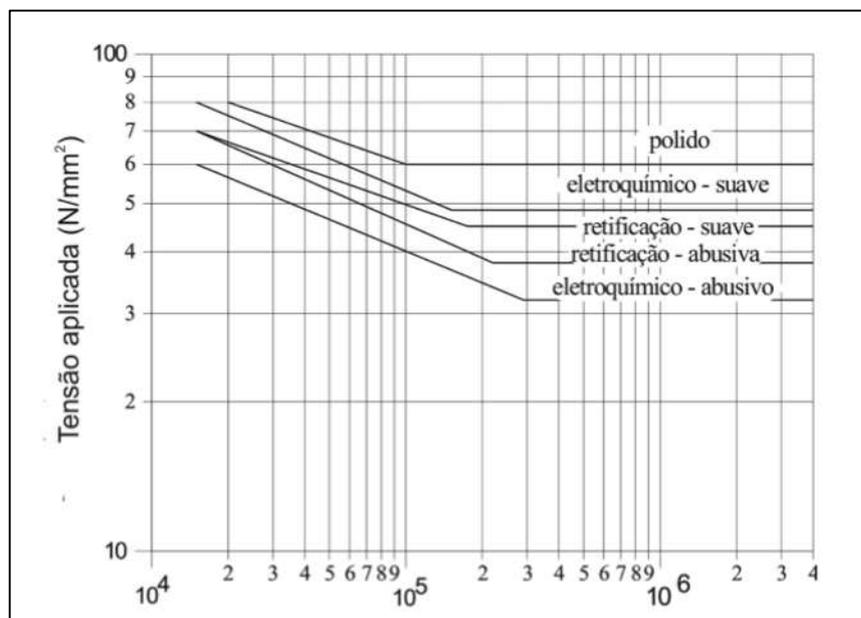


Figura 19 - Influência dos processos de fabricação na resistência à fadiga, adaptado de (BOEHS, 1992).

2.6.3 Rugosidade

Nos processos de manufatura, o termo rugosidade da superfície é utilizado para descrever as características geométricas da superfície da peça. A rugosidade é caracterizada pelo conjunto geométrico formado por ondulações, marcas de fabricação e falhas, a (Figura 20) abaixo mostra esquematicamente um resumo desses componentes.

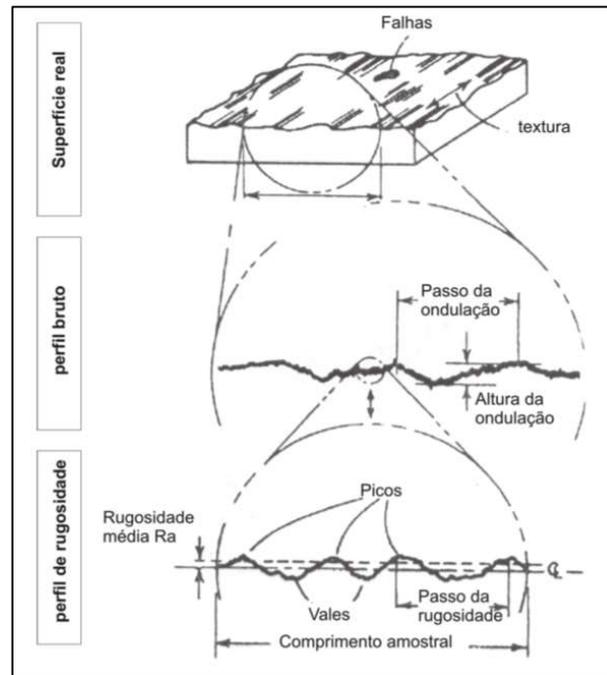


Figura 20 - Elementos da topografia, adaptado de (ASME Standard B46.1, 1986).

A Rugosidade de uma superfície é definida como as saliências e reentrâncias encontradas em peças de qualquer material, ou seja, são os desvios encontrados em uma superfície real em comparação a uma superfície com sua forma ideal, que seria, portanto, sem rugosidade. Conforme citado em seu trabalho (SILVA, 2014), mapas de topografia 3D mostraram que a natureza anisotrópica e repetitiva de uma superfície torneada contrastava muito com a natureza isotrópica e aleatória de uma superfície retificada. Superfícies torneadas são anisotrópicas e as superfícies retificadas são mais aleatórias e isotrópicas, pois refletem as geometrias da aresta de corte e das partículas abrasivas. Devido à diferença no processo de remoção de material, a usinagem dura e a retificação são processos de acabamento que produzem superfícies distintas. A superfície torneada anisotrópica é caracterizada por uma variação simétrica e periódica de picos e vales, enquanto a superfície retificada isotrópica apresenta uma distribuição mais assimétrica e aleatória de picos e vales. Em particular, para ferramentas com geometria definida, a rugosidade pode ser dividida em rugosidade cinemática e rugosidade de processo. A rugosidade cinemática é decorrente da forma da ponta de corte da ferramenta e do movimento relativo entre peça e ferramenta. A rugosidade de processo é regida por fenômenos que ocorrem na aresta da ferramenta e que estão relacionados diretamente ao comportamento do material trabalhado (Figura 21).

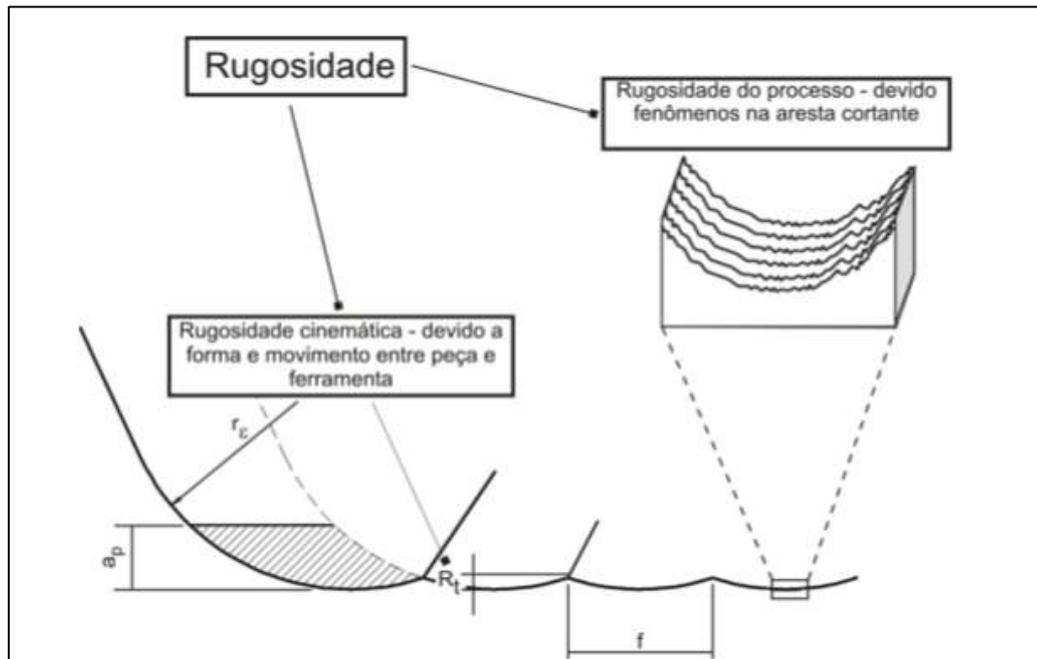


Figura 21 - Rugosidade devido a forma da ferramenta, adaptado de (ASME Standard B46.1, 1986).

O estudo de topografia superficial é essencial, pois ela exerce muita influência nos principais fatores funcionais dos componentes mecânicos, entre eles podem ser destacados o atrito, desgaste, resistência à fadiga e o comportamento da vedação. A superfície é a fronteira entre os componentes de contato e as peças circunvizinhas. Toda e qualquer interação entre os componentes de contato ocorre nessas superfícies, a qualidade geométrica é um critério para a integridade superficial. Segundo Miranda (2009), uma superfície com acabamento inadequado pode conter irregularidades, como se fossem um entalhe, que aumentam a concentração de tensões e tendem a diminuir a resistência à fadiga (MIRANDA, 2009).

A rugosidade superficial de uma peça é normalmente medida por unidades chamadas R_a , R_z e R_t que são as formas de medir as variações encontradas em uma superfície em comparação à superfície ideal ou vetor. A rugosidade é medida através de um equipamento específico chamado rugosímetro.

2.7 NITRETAÇÃO DO AISI H13

A nitretação é um tratamento termoquímico de endurecimento superficial que introduz nitrogênio na superfície de um aço, é um processo semelhante à cementação em função do princípio de alteração da composição química superficial da peça tratada. Uma diferença fundamental, contudo, é que na nitretação o nitrogênio é adicionado na ferrita ao invés da

austenita. Este detalhe tem uma consequência tecnológica muito importante. De fato, visto que o aço não é aquecido até o campo austenítico e, subsequentemente, temperado para formar martensita, que a nitretação garante excelente controle dimensional e mínima distorção. Aços nitretados são geralmente de médio carbono com adição de elementos com grande tendência de formar nitretos, como o cromo, alumínio, vanádio e molibdênio.

O alumínio, em particular, é um elemento formador de nitreto muito potente, sendo muito usado em quantidades entre 0,85 e 1,5% em aços para a nitretação. Em muitos casos, antes da nitretação, os aços são austenitizados, temperados e revenidos. O revenido é realizado a temperaturas de 540 a 750°C, que é uma faixa de temperatura acima daquela empregada para a nitretação (FORTIS et al, 2014).

O mecanismo de nitretação gasosa é resultante da decomposição da amônia de maneira a dissociar o nitrogênio da molécula NH_3 . Neste método, nitrogênio é difundido na camada superficial em temperaturas abaixo da formação da austenita, em geral na faixa de 495 a 580°C, temperatura que ocorre a dissociação da amônia ($2\text{NH}_3 \rightarrow \text{N}_2 + 3\text{H}_2$). O resultado é a formação de nitretos complexos de alta dureza pela combinação do nitrogênio com elementos de liga do aço. Além do aumento da dureza e aumento da resistência ao desgaste, as peças submetidas à nitretação apresentam melhoras das resistências à corrosão e à fadiga. Esta última ocorre em razão das tensões residuais de compressão da camada .

2.7.1 Nitretação Gasosa

Neste processo, a nitretação é realizada numa atmosfera de amônia numa temperatura entre 500 e 565°C. A amônia, nestas condições, dissocia-se parcialmente na superfície da peça liberando assim o nitrogênio. O processo é controlado medindo o fluxo de amônia e determinando a porcentagem de dissociação. A porcentagem de dissociação aumenta através do aumento da temperatura ou diminuindo-se o fluxo de amônia. Tipicamente, o processo é conduzido numa condição tal que a dissociação de amônia esteja entre 15 e 30%. Este processo produz uma camada frágil, rica em nitrogênio, conhecida como camada branca, seguida de uma zona de difusão. Uma alternativa deste processo é o processo FLOE, o qual consiste em uma nitretação de dois estágios. Ela é realizada com a finalidade de minimizar a camada branca. Consiste em nitretar a peça inicialmente em 525°C, com 20% de dissociação de amônia, durante 5 a 8h, seguido de uma outra etapa em 550°C com uma dissociação de amônia entre 80 e 85%. Este segundo estágio serve como um ciclo de difusão com a superfície tendo uma alta concentração de nitrogênio (ALVES, 2010).

Efeito da temperatura

Esta variável é o fator decisivo quanto à profundidade da camada, pois ela cresce com o seu incremento, chegando ao máximo em 580°C. Em temperaturas baixas, a camada é fina, devido à baixa taxa de difusão do nitrogênio. Em temperaturas muito altas, a espessura é pequena devido ao decréscimo do potencial de nitretação (LEPPÄNEN, 1999). Esse comportamento pode ser visto na (Figura 22).

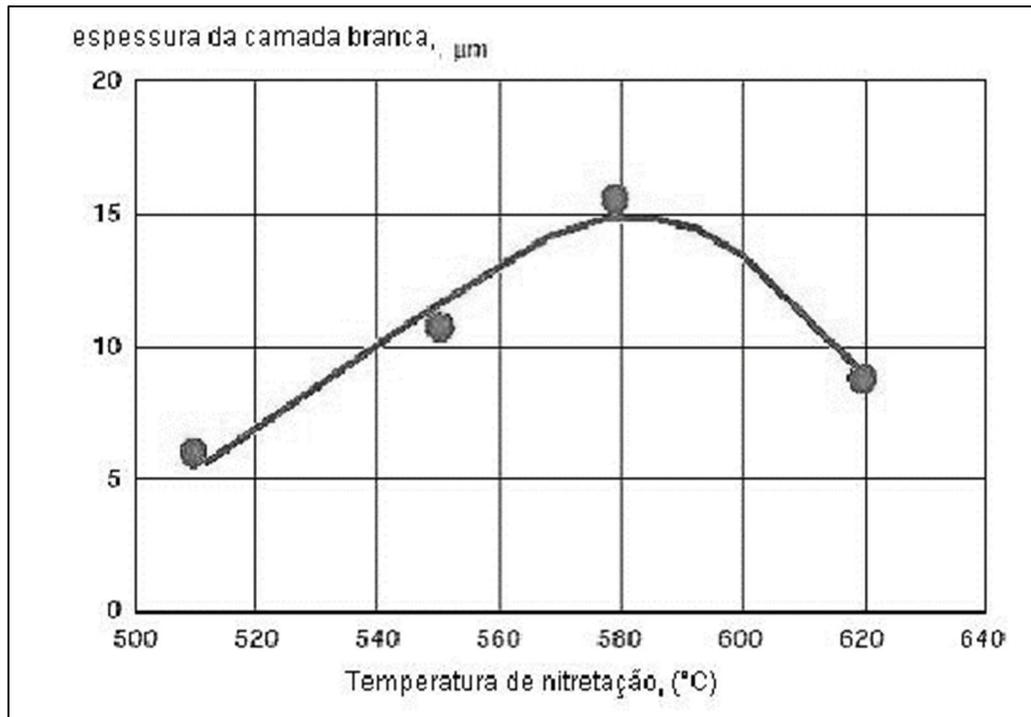


Figura 22 - Variação da espessura da camada com a temperatura de nitretação, adaptado de (LEPPANEN, 1999).

Grau de dissociação da amônia

A dissociação da amônia ou concentração de nitrogênio atômico influi especialmente na profundidade da camada branca. Processos em duplo estágio, onde a taxa de dissociação no final do processo fica em torno de 85%, não produzem camada branca e a dureza abaixo da superfície é quase igual à dureza do núcleo para o caso de aços carbono não-ligados. Para um determinado tempo de tratamento, a profundidade da camada de difusão e da zona de compostos dependerá da velocidade de dissociação da amônia. A velocidade de dissociação por sua vez, depende da velocidade do fluxo de amônia e da temperatura da peça. A estrutura da camada branca resultante do processo gasoso é dada pela formação das fases γ' e resultando em uma camada frágil e quebradiça. Esta mistura de fases na camada branca é devida a variação na dissociação da amônia e como consequência, do potencial nitretante (Figura 23). A variação da

taxa de dissociação pode ser explicada da seguinte forma: com a zona de compostos se formando, a dissociação de amônia torna-se mais lenta sem a ação catalisadora da superfície do aço. O nitrogênio em excesso se reorganiza em uma estrutura hexagonal compacta, formando a fase ϵ . Assim, quando ambas as fases existem na camada branca, ela é denominada camada de dupla fase. Em razão da fraca adesão entre as fases γ' (CFC) e ϵ a diferença de expansão térmica entre elas, faz com que o material seja mais susceptível à fratura. Desta forma, camadas demasiadamente espessas ou que são submetidas a variações de temperatura em serviço estão sujeitas a falhas. Outro mecanismo de enfraquecimento na camada branca do processo gasoso é a porosidade na superfície do material (ROCHA et al, 2001).

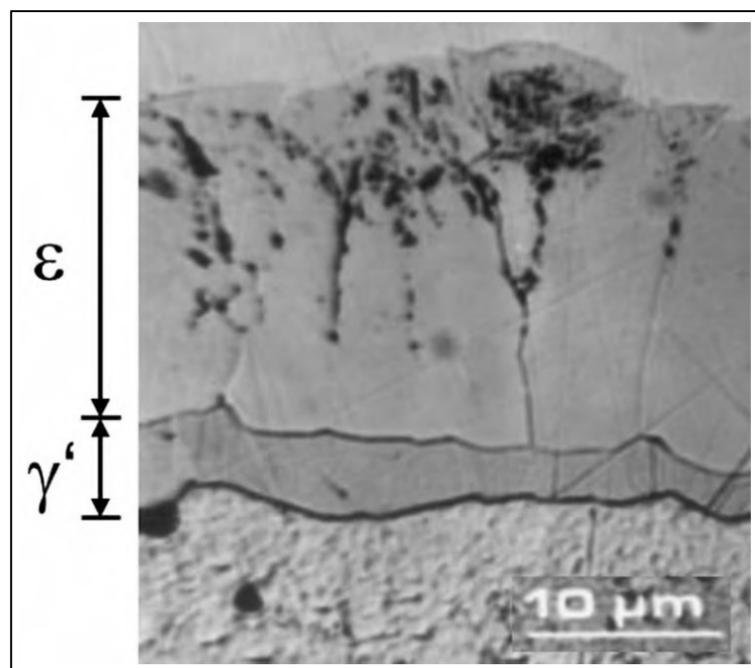


Figura 23 - Composição da camada branca, adaptado de (ASM Handbook V4, 2013).

Logo abaixo da camada branca, é formada uma camada de difusão constituída por nitretos formados pela reação do nitrogênio com elementos com maior afinidade, tais como ferro, cromo, vanádio, alumínio, molibdênio. A camada de difusão também depende do tempo e da temperatura e pode ser formada com espessuras acima de 0,16 mm. Ainda, é nesta região que as resistências à fadiga térmica e mecânica são determinadas.

Características e estrutura da camada nitretada

A camada nitretada é subdividida entre a camada de compostos na superfície, e mais abaixo em camada de difusão. A profundidade da dureza nitretada é definida pelo ponto em que a dureza excede 50 HV em relação à dureza de núcleo.

A nitretação produz várias zonas com estruturas distintas, a camada superficial, comumente chamada de camada branca, tem sido mais recentemente chamada de zona de compostos. Esta zona é constituída de nitretos e carbonetos e podem atingir espessuras entre 0,005 a 0,015mm, são formadas por fases extremamente frágeis e que em alguns casos podem acelerar o mecanismo de formação de trincas térmicas superficiais. A zona de compostos é a região em que os intermetálicos γ' (Fe₄N) e ϵ (Fe₂₋₃N) são formados. Visto que o carbono ajuda na formação do composto ϵ , metano é adicionado ao gás de processo quando uma camada ϵ é desejada (FORTIS et al, 2014).

A zona de difusão de uma camada nitretada pode ser mais bem descrita como a microestrutura original do núcleo, com endurecimento pelos mecanismos de solução sólida e precipitação. Nas ligas à base de ferro, o nitrogênio existe como átomos em solução sólida nas posições intersticiais do reticulado de ferro, até que o limite de solubilidade de nitrogênio (~0,4 em peso) seja excedido. Esta área de solução sólida é somente um pouco mais resistente que o núcleo. À medida que a concentração do nitrogênio aumenta em direção à superfície, precipitados coerentes muito finos são formados, quando a solubilidade do nitrogênio é excedida. Estes precipitados, nitretos de ferro ou de outros metais, distorcem o reticulado cristalino e dificultam o movimento das discordâncias, aumentando substancialmente a dureza do material.

2.8 SHOT PEENING (MARTELAMENTO)

Shot Peening ou martelamento é um tratamento mecânico a frio de peças metálicas, em que partículas, geralmente esféricas ou pelo menos arredondadas (granalhas), sem arestas vivas, são aceleradas por meio de ar comprimido ou turbinas, sendo projetadas em alta velocidade provocando uma espécie de “martelamento” sobre o objeto atingido. Trata-se de uma técnica de tratamento superficial para aumentar a resistência à fadiga mecânica, fadiga térmica e para reduzir os efeitos corrosivos em ambientes industriais. De forma geral, pode-se dizer que o *Shot Peening* é o bombardeio de partículas esféricas em alta velocidade. Dos resultados experimentais empíricos obtidos com o martelamento de metais, pode-se afirmar, com toda a segurança, que o processo melhora as qualidades metalúrgicas superficiais, quando bem aplicado (SAE – MANUAL ON SHOT PEENING, 2001).

2.8.1 Descrição do Processo

O processo é normalmente realizado em um gabinete fechado, permitindo desta forma

o recolhimento e a reutilização da granalha. Outra função importante deste gabinete é a contenção dos resíduos gerados durante o processo. Dentro do gabinete, o componente a ser trabalhado é exposto ao jato de granalha, e o direcionamento do jato, assim como da peça, pode ser feito manual ou por algum dispositivo eletromecânico. As esferas utilizadas são classificadas de acordo com sua composição química, dureza e tamanho, podendo variar de 0,075mm a 4,745mm de diâmetro. Existem basicamente três maneiras de acelerar as esferas: com ar comprimido, jato de água ou pelas pás de uma turbina, podendo-se alcançar velocidades na ordem de 60m/s, como pode ser visto esquematicamente na (Figura 24) (SAE, 2001). A energia contida na esfera é uma função de sua massa e velocidade inicial, enquanto a tensão residual obtida na peça é função da energia transferida pela esfera e das propriedades mecânicas da peça alvejada (CHAMPAIGNE, 2001).

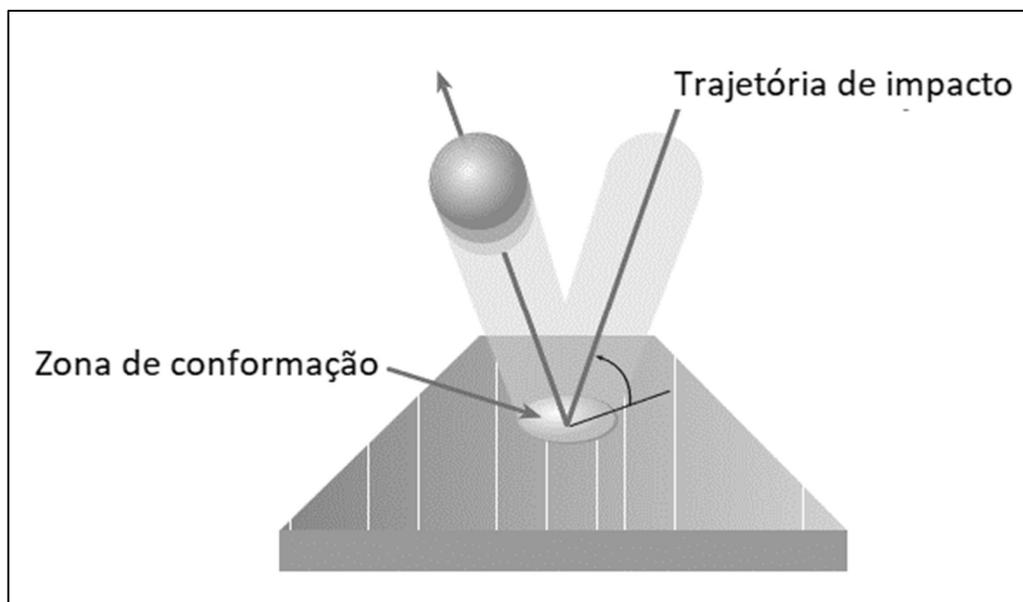


Figura 24 - Trajetória de impacto contra a peça alvejada, adaptado de (SAE, 2001).

Granalhas

Existe uma extensa gama de granalhas para aplicação no processo de *shot peening*, sendo mais comum o uso de esferas de aço. As granalhas de aço são obtidas artificialmente e têm uma aplicação relevante devido às suas características, entre elas, a densidade elevada, que lhe confere grande energia cinética e capacidade de deformação, além de tamanho e forma regulares. São geralmente produzidas em aço de alto carbono, atingindo durezas de até 66HRC (SAE, 2001).

2.8.2 Modificação da superfície

As partículas arremessadas contra a superfície metálica causam crateras e um encruamento uniforme na camada superficial. Estudos conduzidos, mostraram que quando o jato de uma partícula de raio R está estaticamente em contato com uma superfície, como mostrado na (Figura 25), a zona plástica “ hp ” é diretamente proporcional a profundidade Z e o raio R (KOBAYASHI et al., 1998).

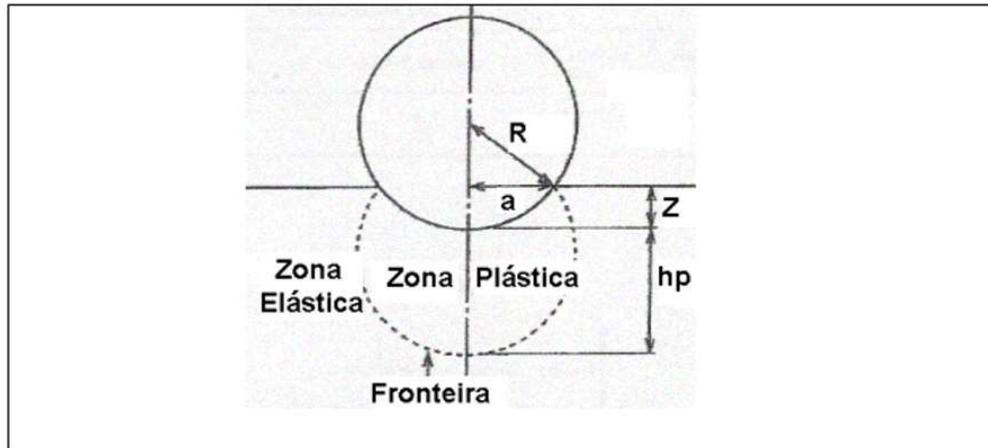


Figura 25 - Representação esquemática da ação de uma partícula jateada na superfície metálica (KOBAYASHI et al., 1998).

A tensão residual compressiva produzida pela deformação plástica na superfície é geralmente relacionada como o maior fator no incremento da resistência à fadiga e, por isso, merecido maior atenção (MEI, 1993). O processo de jateamento de esferas é muito utilizado para componentes mecânicos como molas porque estas, frequentemente, têm superfície descarbonetada e o “shot-peening” pode restaurar a resistência à fadiga de forma mais efetiva e econômica que processos como usinagem e retífica (Figura 26).

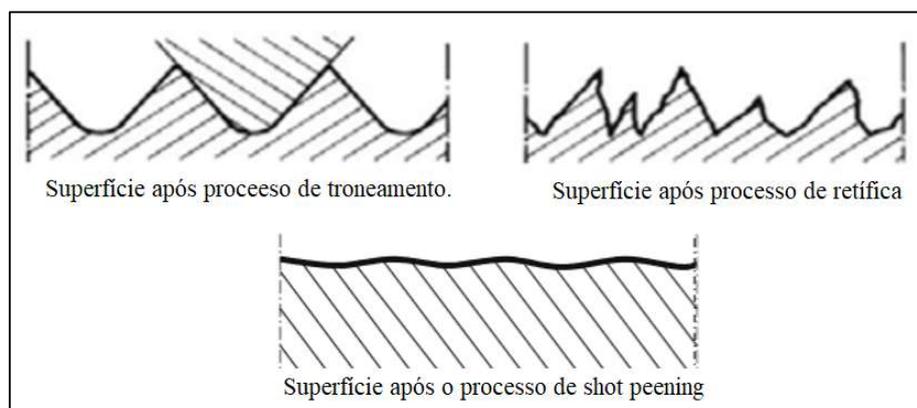


Figura 26 - Efeito de suavização do processo de shot peening na superfície usinada, adaptado de (OSK, 2002).

Cobertura

O fator de cobertura é definido em termos do múltiplo do tempo necessário para atingir uma cobertura de 98% (por exemplo, 1,5 vezes “t” de 98%). Uma cobertura de 98% é o limite mensurável mais alto (Figura 27). Intensidade e cobertura são os parâmetros mais importantes no processo de *shot peening*. Apenas a cobertura completa e a intensidade especificada levam à distribuição desejada da tensão residual de compressão. A cobertura igual depende do tempo de *shot peening*, da exposição ao fluxo de granalha, da configuração da máquina e do movimento da peça ou fluxo de granalha na máquina de *shot peening*. Muitas especificações recomendam o controle da cobertura por meios visuais, como uma lente de aumento ou o revestimento da peça com líquido traçador antes do *shot peening*. Os líquidos traçadores são tintas específicas para esta aplicação e aplicas sobre a forma de *spray*. É extremamente difícil, se não impossível, examinar uma cobertura suficiente em partes endurecidas ou buracos com uma lupa. O revestimento líquido traçador amortece a intensidade do efeito de disparo como outros filmes líquidos (por exemplo, óleo) e reduz a profundidade da tensão residual compressiva até que seja completamente removida.

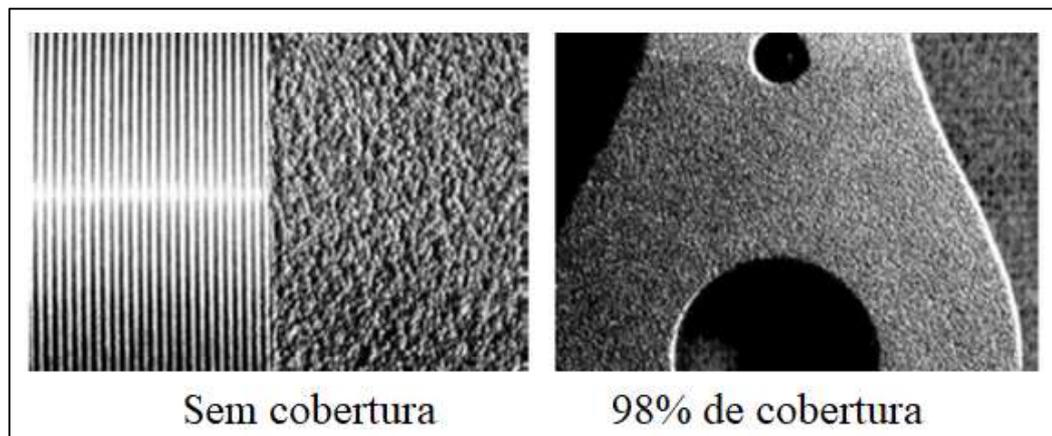


Figura 27 - Efeito da cobertura na superfície jateada (OSK, 2002).

A topografia típica das superfícies de *shot peening* é mostrada na (Figuras 28 (a) e (b)); a relação do tamanho das crateras com os parâmetros de peening é evidente. Na imagem da esquerda (a), observa-se o resultado do impacto de granalhas de tamanho S110 (0,2794mm de diâmetro) com pressão de 2,7bar, a imagem da direita (b) mostra o resultado da utilização de uma esfera de tamanho S230 (0,5842mm) com pressão de 5,4bar.

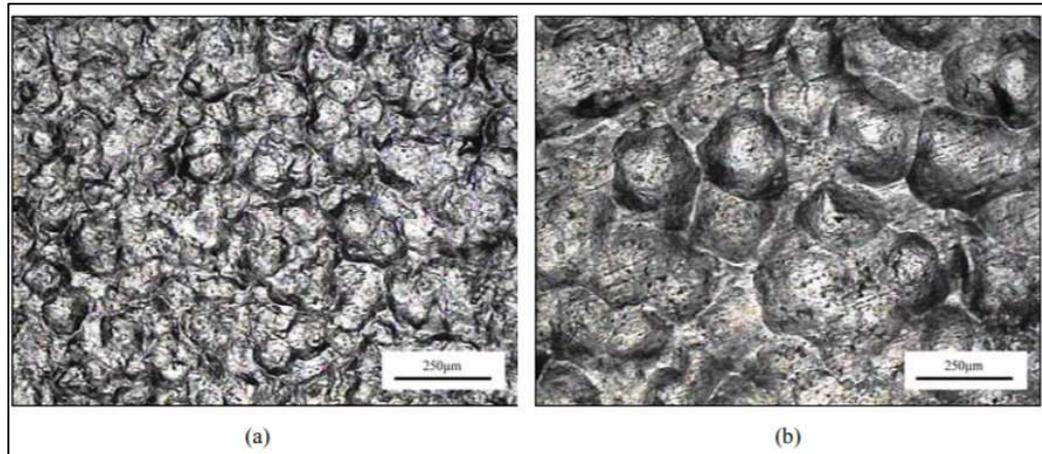


Figura 28 - Topografia de uma superfície tratada pelo processo de shot peening, (a) S110 - 2,7bar (b) S230 - 5,5bar.

O tamanho das crateras também está diretamente relacionado à rugosidade da superfície medida, valores médios são tabulados na (Tabela 3).

Tabela 3 - Relação da rugosidade da superfície es parâmetros e o tamanho da granalha.

Material:	THG 2000 (AISI H13)	
	R_a (μm)	R_t (μm)
untreated	0.63	6.21
S110 - 40bar	1.67	12.00
S110 - 80bar	2.07	15.21
S230 - 40bar	1.44	10.09
S230 - 80bar	2.08	12.83

2.8.3 Controle do processo de *Shot Peening*

Conforme visto anteriormente, o processo de *shot peening* é definido por dois fatores, a intensidade e a cobertura. Aparentemente, a determinação da massa seria elementar em função do seu diâmetro, entretanto esses materiais, granalhas de vidro e aço, são comercializados em faixas de granulometria e o próprio uso desgasta e reduz o peso médio. Não menos difícil de controlar é a velocidade de arremesso e impacto dessas granalhas; quer em turbinas, quer em bocais que utilizam ar comprimido, é impossível obter acelerações iguais para todas as partículas. Outros fatores que também influenciam na intensidade são os ângulos de incidência, dureza da partícula e do material jateado, tipo de equipamento, pressão do ar, rotação da turbina e tempo operacional. Pelo que foi visto acima, a intensidade é uma função de vários fatores associados, sendo assim, seria praticamente impossível repetir uma determinada intensidade pelo ajuste individual de cada fator. O que foi feito, então, há muitos anos, por J. O. Almen (SAE, 2003 *apud*. Almen, 1942), foi desenvolver um método de medição da intensidade de

modo que combinações diferentes dos fatores gerassem resultados iguais. Ou seja, as diversas formas de construção de equipamentos, geram grandes variações nos fatores responsáveis pela deformação superficial das peças jateadas (velocidade, dureza, forma e ângulo de incidência da partícula (shot)). Baseado no princípio de que intensidades iguais geram deformações iguais, o parâmetro de controle de processo, capaz de representar o resultado da soma de todos os outros fatores é a intensidade de jateamento. Tal intensidade é medida indiretamente em função da deflexão de uma lâmina padrão de aço, exposta ao jato (teste de Almen) (SAE J443, 2003). A (Figura 29), mostra o efeito da profundidade da camada afetada em função da intensidade utilizada em materiais com diferentes durezas.

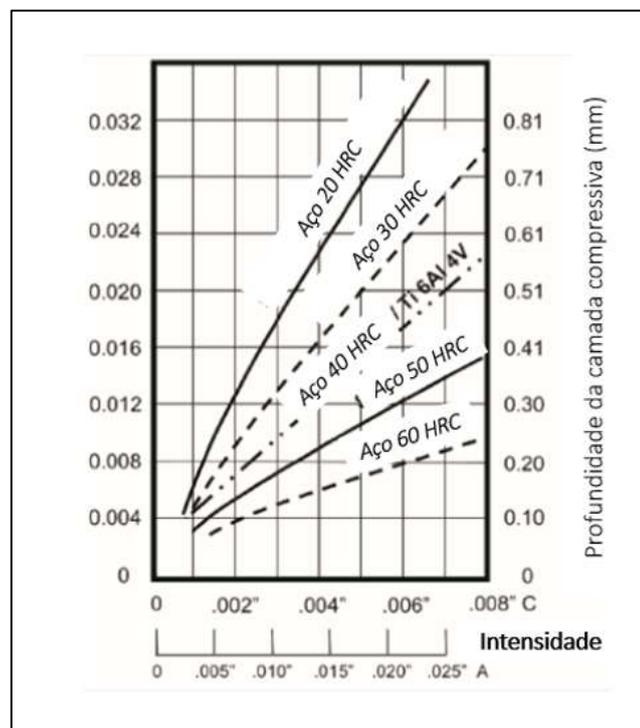


Figura 29 - Profundidade afetada pela intensidade aplicada (adaptado de SAE J443, 2003).

Parâmetros do processo de Shot Peening

Tradicionalmente, equipamentos de *shot peening* não possuem sistemas modernos para o controle de velocidade do fluxo de granalha, parâmetro importante para o cálculo da intensidade (SCHULZE et al., 2001). A intensidade “I” (nomenclatura específica do processo, substituindo energia cinética), é obtida pela relação $I = mv^2/2$, em que “m” é a massa da partícula e “v” a sua velocidade.

Com relação ao teste de Almen, sabe-se que jateando um dos lados de uma chapa fina ela se deforma, para o lado atingido, pois o efeito do martelamento cria uma tensão superficial

negativa que se equilibra curvando a chapa. A tensão residual e permanente criada pelo jateamento é, diretamente proporcional à intensidade. Baseado no princípio de que *intensidades iguais provocam deformações iguais* sobre amostras padronizadas é que Almen (1942) desenvolveu um padrão, internacionalmente adotado e conhecido como método de Almen. Definiram-se então três tipos de “Plaquetas”, denominadas “N”, “A” e “C”, sendo “N” a mais fina e “C” a mais grossa, conforme (Figura 30) (SAE J442, 2001).

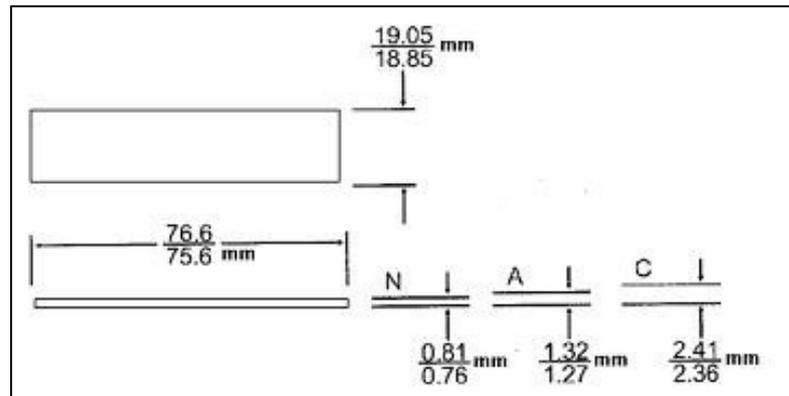


Figura 30 - Especificação das plaquetas (Fonte: SAE J442, 2001).

Para seleção das plaquetas a serem usadas, recomenda-se o valor como segue abaixo.

Intensidades $< 0,10$ mm, utilizar a plaquetas tipo “N”

Intensidades $> 0,10$ mm e $< 0,60$ mm, utilizar a plaquetas tipo

“A” Intensidades $> 0,60$ mm, utilizar a plaquetas tipo “C”

(Conforme SAE J442/J443)

As plaquetas padronizadas por Almem (1942), atualmente são fabricadas em aço SAE1070, 44-50 HRC conforme norma SAE J442. Assim como também foi padronizada uma base para fixação das plaquetas durante o teste de jateamento conforme (Figura 31(a)). Finalmente, padronizou-se um dispositivo para medir a flecha de deformação da plaqueta depois da operação denominado *Almen Gage*, (Figura 31(b)) (SAE J442, 2001).

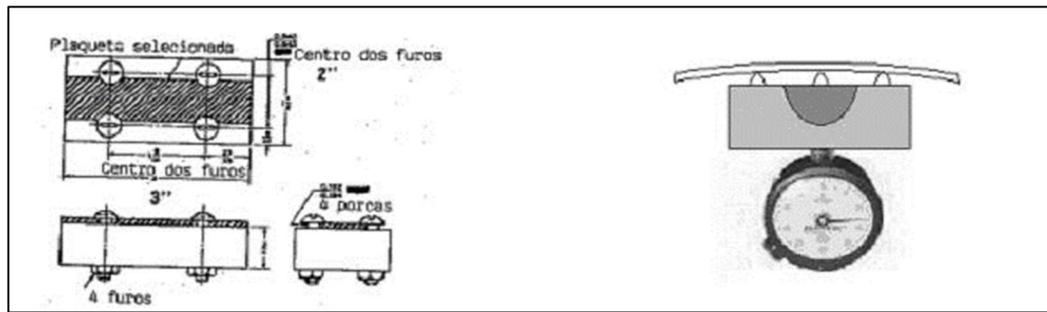


Figura 31 - (a) Bloco de suporte, (b) Suporte do micrômetro, adaptado de (SAE J442, 2001).

Curva de Saturação

Sempre que se tentar reproduzir uma especificação Almen, é necessária a determinação da curva de saturação peculiar às variáveis envolvidas, em função do tempo (t) relativamente pequeno, medindo-se a deformação resultante (Intensidade Almen). O teste deverá ser repetido, aumentando-se o tempo de exposição. Repete-se sucessivamente a operação até que no dobro do tempo a intensidade aumenta de menos de 10%, conforme (Figura 32). O tempo anterior pode ser considerado como o tempo de saturação ou de 100% de cobertura e deverá se situar dentro da faixa de intensidades especificadas. Caso se situe fora dela, a operação deve ser repetida corrigindo-se as variáveis para que isso aconteça (SAE MANUAL ON SHOT PEENING, 2001).

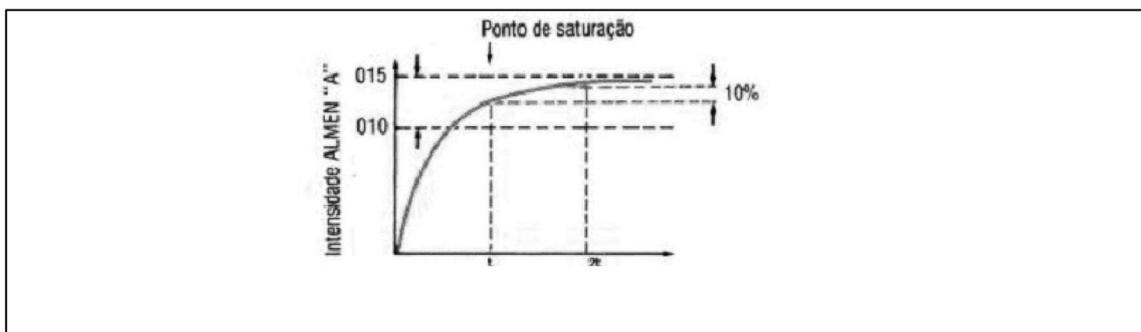


Figura 32 - Curva característica de saturação, adaptado de (SAE MANUAL ON SHOT PEENING, 2001).

Reprodução de uma especificação “Shot peening”

Quando o processo é especificado, são fornecidas informações conforme a responsabilidade da aplicação.

- Os números de Almen são sempre necessários e, em geral, fornecidos aos pares,

limitando o máximo e o mínimo da intensidade a ser aplicada. Em alguns casos, é indicado apenas um número e estipulado um percentual a mais ou a menos ($0,012A \pm 10\%$).

- Geralmente a cobertura é especificada. Quando omitida, recomenda-se prever 100%.
- Restrições quanto a problemas de contaminação, limites de rugosidade, entre outros, induzem a especificações complementares da natureza do material e/ou granulometria.

2.8.4 Efeito da temperatura em superfícies com *Shot Peening*

Investigações realizadas em componentes que foram expostas à temperaturas elevadas após o processo de *shot peening*, demonstraram uma sensível queda na resistência a fadiga quando comparadas com componentes não expostos. Estes componentes de aço, quando elevados até a temperatura de 230°C não demonstraram queda de performance, porém quando submetidos a temperaturas superiores a 260°C o efeito do *shot peening* foi completamente anulado. Concluiu-se então, que para componente beneficiados por *shot peening*, o efeito das tensões residuais compressivas, só poderá ser garantido para aplicação em temperaturas de até 246°C. Isso deve ao efeito de relaxamento e alívio de tensões causado pela temperatura (SAE MANUAL ON SHOT PEENING, 2001). Para aplicação na superfície de ferramentas de forjamento a quente, considera-se que o efeito das tensões residuais compressivas será severamente afetado pela temperatura do material forjado, sujeita a neutralização total.

2.8.5 Efeitos tribológicos e aplicação em ferramentais de forjamento

O comportamento de componentes submetidos à fadiga é diretamente influenciado pela topografia da superfície. Dependendo da sensibilidade ao entalhe, este efeito, pode ser mais ou menos pronunciado. Superfícies usinadas costumam apresentar marcas orientadas em uma direção preferencial, este padrão anisotrópico acaba atuando como concentrador de tensões em uma determinada direção. Segundo (HIGOUNENC, 2005). O processo de *shot peening* possibilita a eliminação ou suavização desses defeitos, conforme demonstrado na (Figura 33).

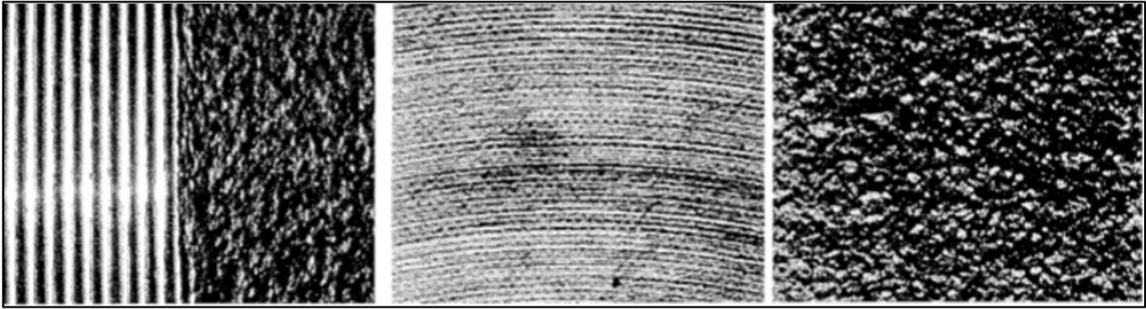


Figura 33 - Efeito do shot peening na suavização de superfícies usinadas, adaptado de (HIGOUNENC, 2005).

De forma intuitiva, se poderia pensar que a partir da medida da rugosidade de uma superfície, quanto menor a rugosidade melhor o desempenho quando a fadiga. Isto frequentemente está correto quando se compara superfícies obtidas pelo mesmo processo, mas pode ser um erro quando os processos são diferentes. O exemplo da (Figura 34) abaixo mostra duas superfícies com a mesma rugosidade, no entanto a topografia é completamente diferente, assim como o comportamento tribológico.

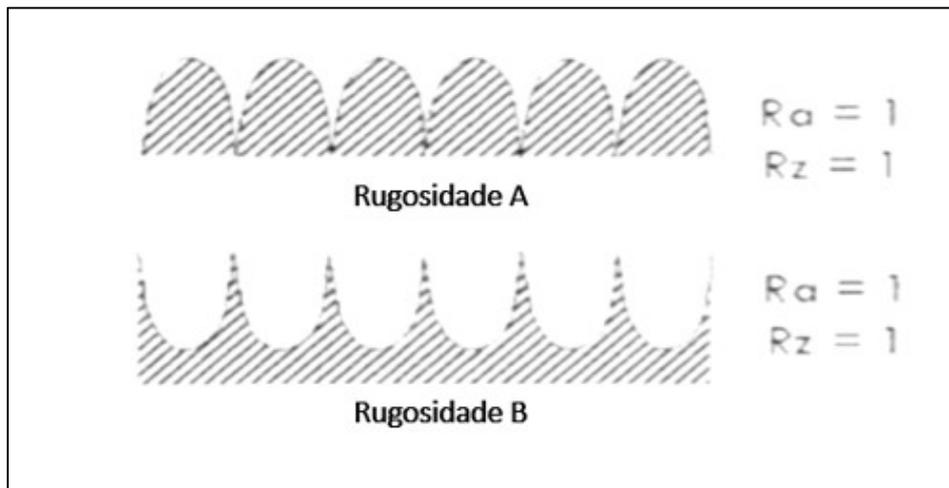


Figura 34 - Comparação de duas superfícies com a mesma rugosidade (adaptado de MIC GREEN BOOK, 2005).

De forma mais concreta, pode-se dizer que o *shot peening* pode, com a mesma rugosidade, possibilitar a formação de uma superfície mais isotrópica, conforme mostrado na (Figura 35).

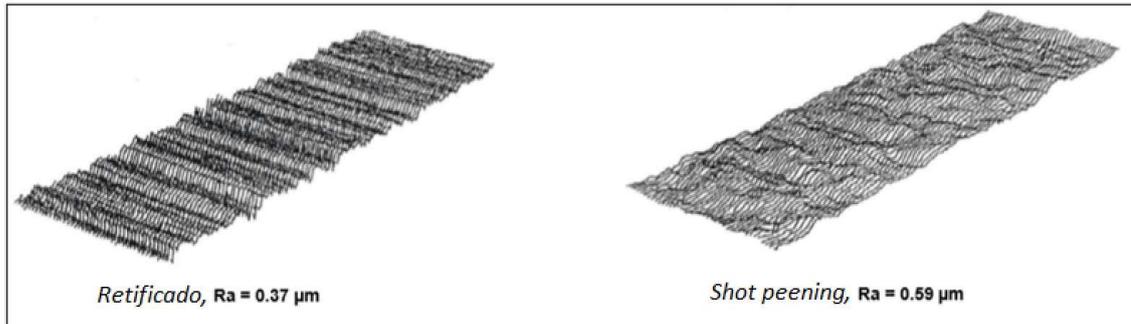


Figura 35 - Comparativo da topografia de uma superfície obtida por usinagem e processada por shot peening, adaptado de (OSK, 2002).

Aplicação em ferramentais de forjamento

O comportamento de componentes quando aplicado em ferramentas de forjamento, o tratamento de *shot peening* suaviza a superfície da matriz, reduzindo a quantidade de defeitos que iriam resultar em fissuras por fadiga. Estes benefícios são obtidos através da alteração da texturização e fechamento da porosidade superficial. Segundo pesquisa realizada por Chang (2008), o tratamento de *shot peening* pode aumentar a vida útil da matriz para forjamento a frio por mais de três vezes, e moldes de forjamento a quente, duas vezes (CHANG, 2007).

Em seu trabalho, Bhavar estudou a influência do processo de *Shot Peening* na vida de ferramentas de forjamento, assim como no coeficiente de atrito. Segundo seu trabalho, foi constatado que a alteração da superfície pelo processo de shot peening pode melhorar significativamente o desempenho ao desgaste. Em condições ideais, o *shot peening* reduziu o coeficiente de atrito em 19% e taxa desgaste em 44%, respectivamente (BHAVAR, 2017).

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Nesta etapa do trabalho, serão apresentados os materiais e métodos de preparo tanto das amostras, quanto dos ensaios e teste realizados.

A matéria prima, assim como os parâmetros de processo de tratamento térmico utilizados, foram os mesmos para todas as amostras. Os experimentos foram divididos em duas partes, na primeira etapa foram avaliados os efeitos de ciclos térmicos em corpos de provas posteriormente submetidos ao teste de fadiga por flexão rotativa. Na segunda etapa do experimento, para avaliação prática do desgaste, uma matriz de forjamento teve 50% da sua superfície jateada e nitretada enquanto a outra metade foi somente nitretada, a ferramenta foi então submetida ao forjamento de 1600 peças. O resultado permitiu avaliar o comportamento das superfícies sob o ponto de vista de desgaste e modificação de geometria. O planejamento geral dos procedimentos experimentais pode ser acompanhado na (Figura 36).

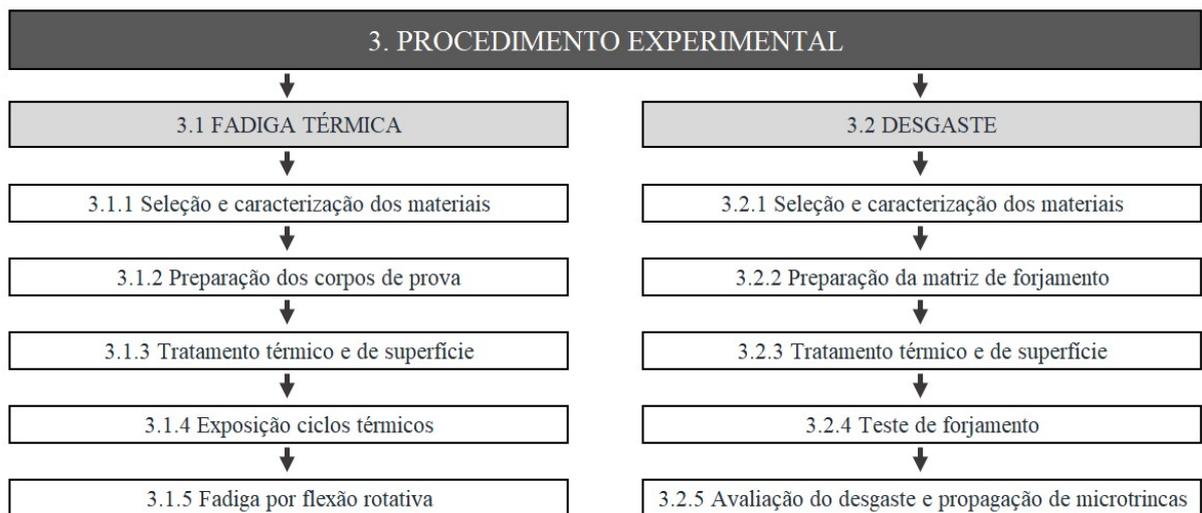


Figura 36 - Planejamento do procedimento experimental.

3.1 ANÁLISE EXPERIMENTAL FADIGA TÉRMICA

Os corpos de prova foram confeccionados conforme geometria sugerida na norma ISO 1143 (ISO 1143, 2010), com exceção da rugosidade requerida de $0,2\mu\text{m}$, que foi mantida conforme característica do processo real de fabricação de ferramentais de forjamento. O material beneficiado passou pela fase de acabamento e depois foi separado em dois grupos; no Grupo I, corpos somente nitretados. No Grupo II os corpos de prova foram jateados com esferas metálicas (*shot peening*) e posteriormente nitretados.

3.1.1 Seleção e caracterização dos materiais

Na Tabela 4, pode-se observar a composição química do material especificado como aço AISI H13 (DIN 1,2344), fornecido em barra cilíndrica com diâmetro de 218 mm, estando a composição dentro do especificado, conforme certificado da usina siderúrgica.

Tabela 4 - Composição química aço AISI H13.

COMPOSIÇÃO QUÍMICA % EM MASSA AÇO AISI H13																
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Ni	Cu	Bi	N	Al	Sn	Pb	Nb	W
0,3700	0,8400	0,3400	0,0200	0,0010	5,2600	1,2500	0,8400	0,1500	0,0600	0,0050	0,0132	0,0260	0,0050	0,0025	0,0100	0,1800

3.1.2 Preparação corpos de prova

Os corpos de prova foram obtidos através do processo de torneamento, conforme geometria especificada na norma ISO 1143:2010, (Figura 37).

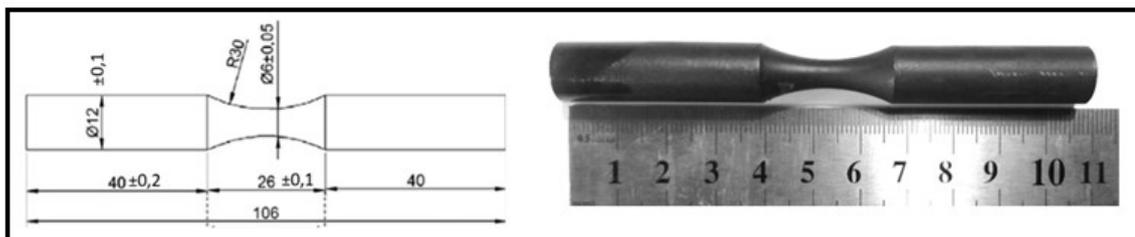


Figura 37 - Corpo de prova fadiga por flexão rotativa.

As amostras foram separadas em dois grupos, cada grupo foi processado conforme as rotas que aparecem na (Figura 38). Os processos de corte, desbaste e tratamento térmico foram comuns a todas as amostras. No Grupo I as amostras foram temperadas, revenidas, acabadas e nitretadas. No Grupo II as amostras foram jateadas antes da nitretação.

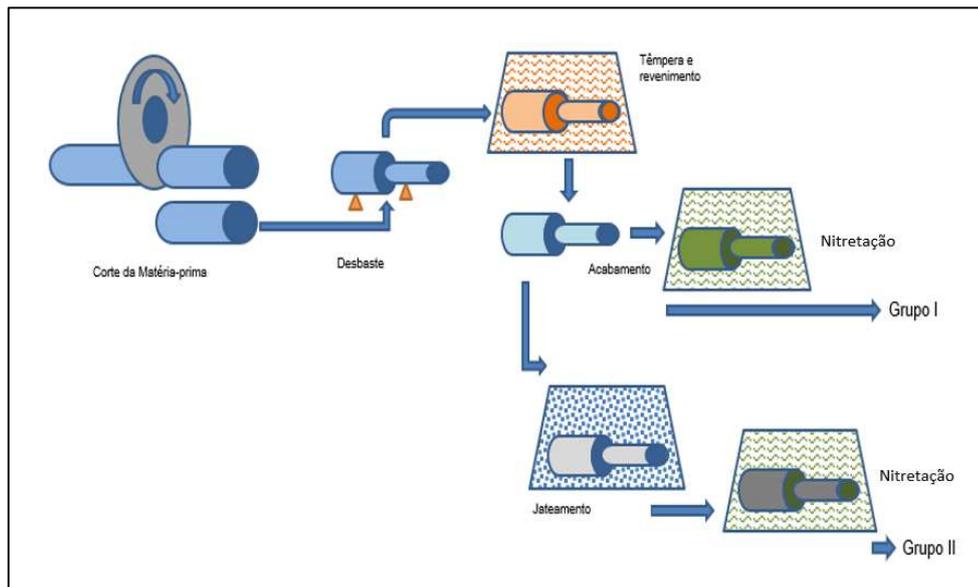


Figura 38 - Esquema das rotas de produção dos corpos de prova.

3.1.3 Tratamento térmico e de superfície

O aquecimento para o tratamento térmico foi realizado em forno elétrico do tipo T com potência instalada de 95kW. Após a inserção das amostras na câmara quente, a temperatura foi elevada até 855°C e mantida nessa temperatura pelo tempo de 190 minutos. O segundo patamar de aquecimento foi realizado a 1020°C por mais 30 minutos. O potencial de carbono foi mantido em 0,40%, com a finalidade de evitar-se a decarbonetação da superfície. O resfriamento para têmpera foi realizado com ar forçado até a temperatura de 70°C. Os ciclos de revenimento foram iniciados após a têmpera, conforme as temperaturas mostradas na Tabela 5.

Tabela 5 - Ciclo de têmpera e dureza superficial dos corpos de prova (HRC).

Têmpera e revenimento dos corpos de prova			
Ciclo de têmpera		Ciclo de revenimento	
Forno	Tipo T, tamanho 10	Forno	Elétrico, tamanho 10
Temperatura de austenitização (T1) = 855°C	Tempo (t1) = 190 min	Primeiro revenimento (TR1) = 570°C	Tempo (tr1) = 200min
Temperatura de austenitização (T2) = 1020°C	Tempo (t2) = 30 min	Segundo revenimento: (TR2) = 585°C	Tempo (tr2) = 200min
Potencial de carbono	0,40%	Terceiro revenimento: (TR3) = 605°C	Tempo (tr3) = 120min
Meio de têmpera	Ar forçado	Inspeção de dureza (Penetrador Diamante Cone 120° Carga 10/150 kg) - Dureza superficial	44,5 – 46,5 HRC

Shot Peening

O processo de *shot peening* dos corpos de prova foi realizado em uma cabine manual com área de trabalho de 900mm de largura por 750mm de profundidade e 700mm de altura. Foi utilizado um sistema pressurizado composto por vaso de pressão alimentado através de uma válvula obturadora. Durante a operação, o vaso foi pressurizado e as microesferas, junto com o ar comprimido, foram arrastados pela mangueira e expelidos pelo bico em alta velocidade. A pressão de trabalho utilizada foi de 5,8 bar e bico de 6,35mm. A (Figura 39) detalha a configuração do equipamento utilizado.

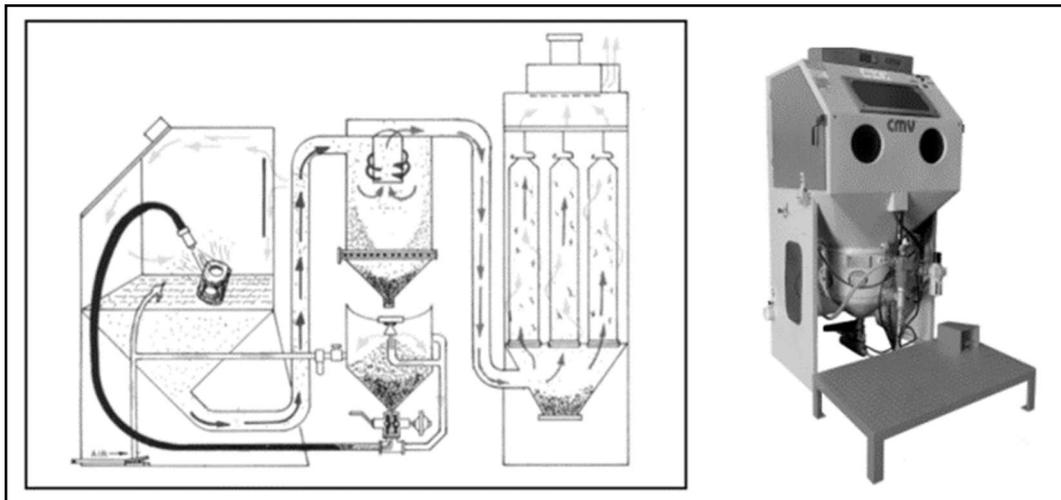
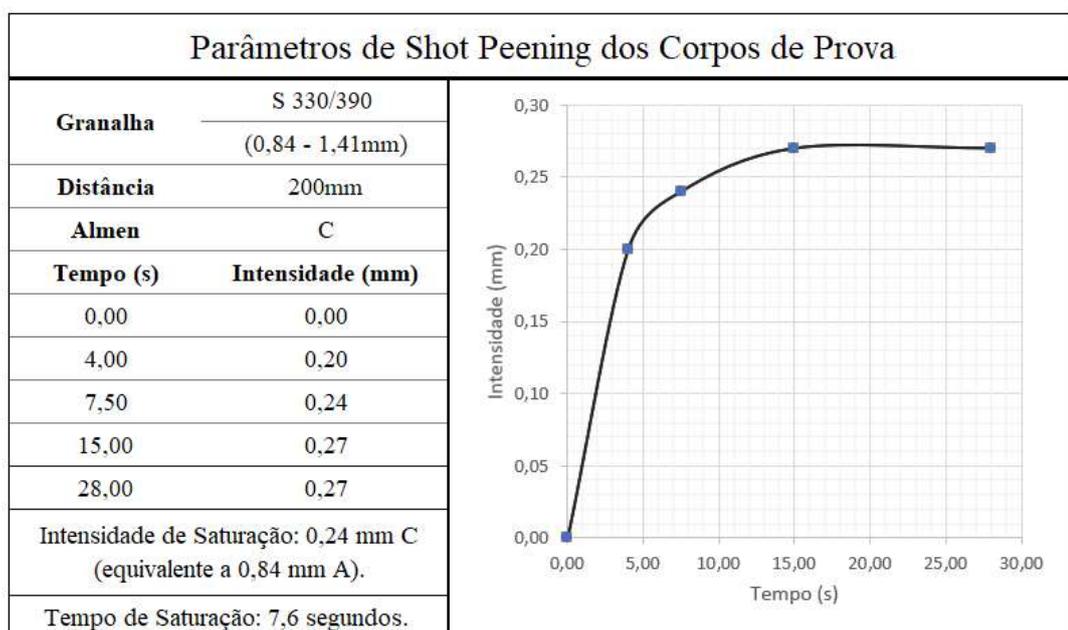


Figura 39 - Equipamento para jateamento (shot peening), tipo vaso pressurizado.

Tabela 6 - Curva de saturação e intensidade do processo de shot peening.



Nitretação

O processo foi realizado em forno de poço com atmosfera nitretante (amônia), temperatura de 560°C por 12hs, dureza superficial: 1085 HV1 com profundidade de camada de 0,16mm, conforme o perfil de microdureza (Figura 40). O perfil de microdureza foi obtido através de corpo de prova polido, com dimensões de 10x10x10mm e dureza de têmpera de 42 a 44HRC. Microestrutura isenta de nitretos alinhados nos contornos de grão com camada branca: 4,88µm (Figura 41).

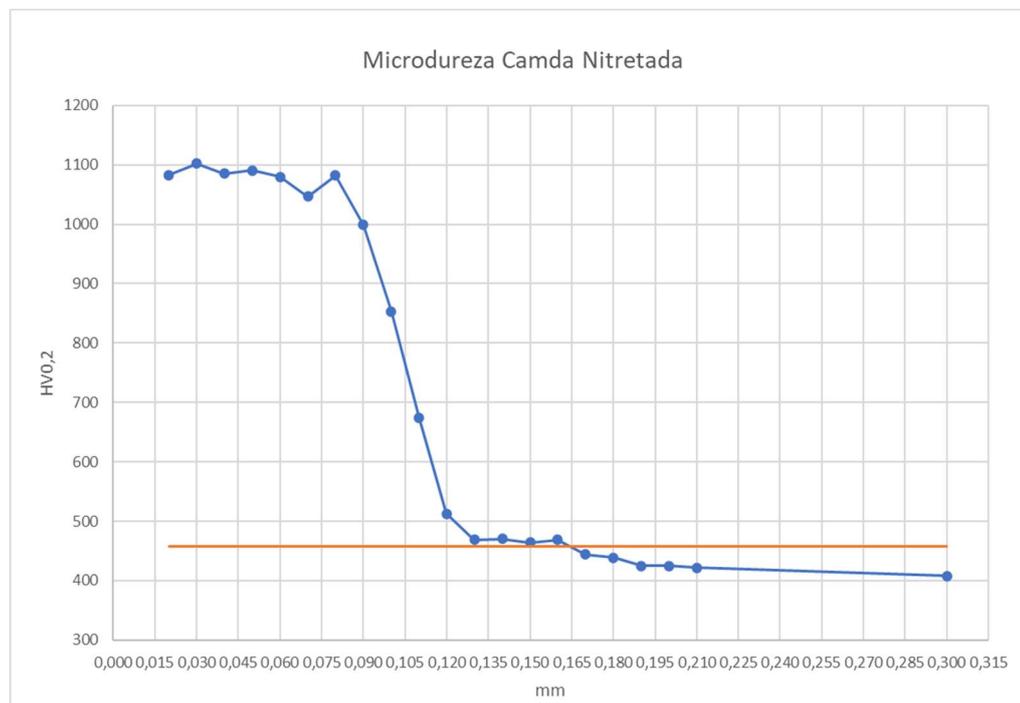


Figura 40 - Perfil de microdureza da camada nitretada.

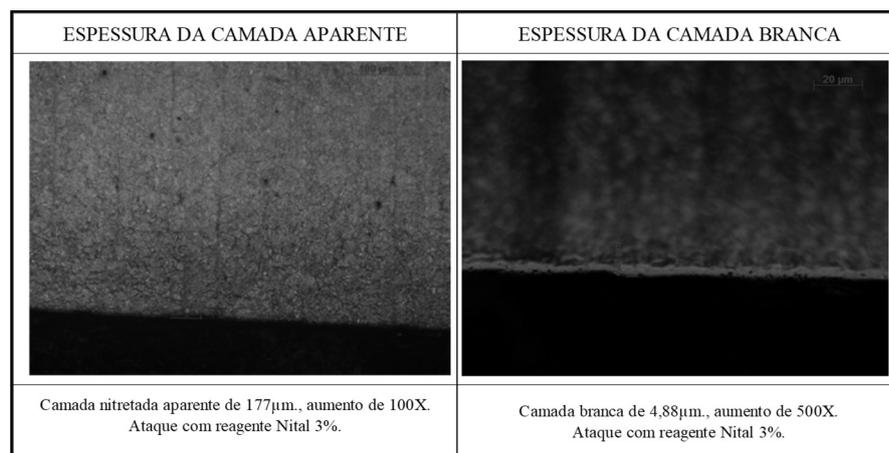


Figura 41 - Espessura da camada aparente e camada branca.

Perfil de rugosidade

Para medição do perfil de rugosidade, utilizou-se um rugosímetro da marca Mitutoyo, modelo Surftest SJ-210. Foram inspecionadas amostras na condição usinada e nitretada, assim como usinada, jateada e nitretada (Figura 42).

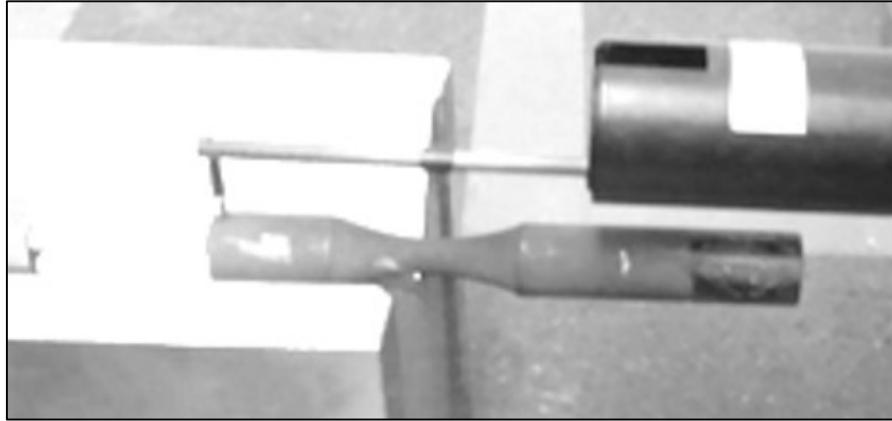


Figura 42 – Medição do perfil de rugosidade.

3.1.4 Ensaio de fadiga térmica

Os corpos de prova foram fixados a um tubo de alumínio com diâmetro de 30mm e comprimento de 110mm. O conjunto foi montado em uma unidade sistema motriz, com rotação $n=1,4\text{rpm}$, velocidade tangencial $V_t = 4,0\text{mm/s}$, no total foram realizados 500 ciclos térmicos (Figura 43).



Figura 43 - Arranjo de montagem dos corpos de prova no rolo rotativo.

Montados em lados opostos, estão a fonte de calor e a unidade de resfriamento. A fonte de calor foi composta por um maçarico de propano (6%), n-butano (60%) e isobutano (34%).

A temperatura nominal de chama foi de 1300°C, a temperatura medida em uma distância de 50mm do ponto quente da chama foi de 1260°C. A unidade de resfriamento foi composta por um sistema spray de água com pressão de 2,4bar. A temperatura superficial medida nos corpos de prova após a estabilização do regime foi de aproximadamente 650°C na zona quente e 120°C na zona fria. A configuração da montagem pode ser vista na (Figura 44).

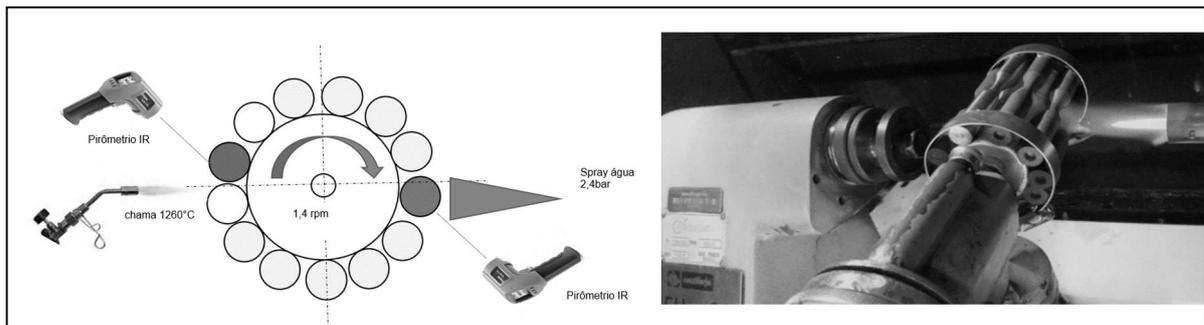


Figura 44 - Arranjo de montagem do sistema para ciclagem térmica.

Parâmetros dos ciclos térmicos foram:

Temperatura máxima $T1 = 650^{\circ}\text{C}$

Temperatura mínima $T2 = 120^{\circ}\text{C}$

Variação térmica $\Delta T = T1 - T2 = 530^{\circ}\text{C}$

Velocidade angular $n = 1,4\text{rpm}$

3.1.5 Teste de fadiga por flexão rotativa

A ISO 1143:2010 especifica a metodologia para o teste de fadiga mecânica por flexão rotativa para materiais metálicos. O teste de fadiga mecânica por flexão rotativa baseia-se no princípio de um eixo giratório, essa metodologia utiliza um corpo de prova (CP) que funciona como uma viga simples sofrendo carregamento simétrico em um ou dois pontos. Quando girado metade da revolução, as tensões nas fibras originalmente abaixo da linha neutra do CP são revertidas de tração para compressão e vice-versa. Ao completar a revolução, as tensões são novamente revertidas para que, durante uma revolução, o corpo de prova passe por um ciclo completo de esforço fletor de tração e compressão, conforme (Figura 45).

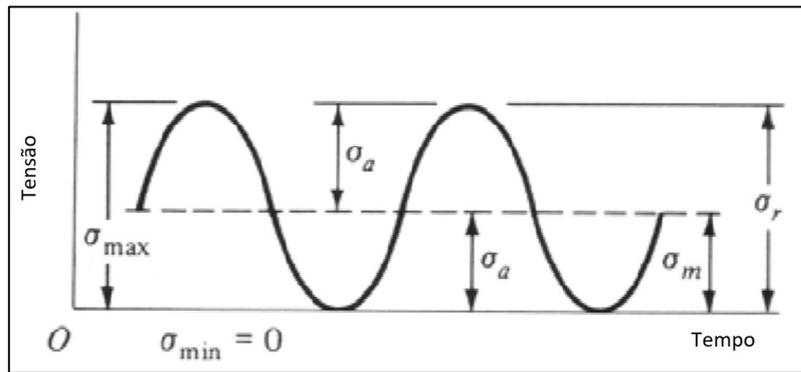


Figura 45 – Gráfico de um ciclo de carregamento em fadiga rotativa, adaptado de (SHIGLEY, 2005).

Após muitas revoluções, informadas por um contador, a amostra sofre ruptura em função da fadiga, sendo possível traçar uma curva de limite de fadiga em tensão de flexão rotativa devido ao número de ciclos, denominada curva S-N.

Dimensões dos corpos de prova

Todos os corpos de prova empregados em testes para determinação da vida de fadiga devem ter o mesmo tamanho, forma e tolerância de diâmetro. Para o cálculo da força a ser aplicada para obter a tensão necessária, o diâmetro de cada amostra deve ser medido com uma precisão de 0,01 mm. Cuidados devem ser tomados durante a medição da amostra antes do teste para garantir que a superfície não esteja danificada.

A (Figura 46) mostra a forma e as dimensões de uma amostra cilíndrica típica. Os valores recomendados de d são 6 mm, 7,5 mm e 9,5 mm. A tolerância do diâmetro deve ser menor ou igual a $0,005d$.

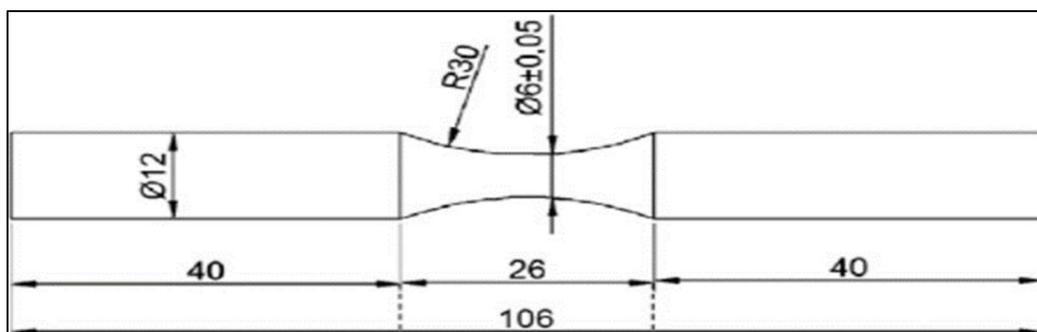


Figura 46 - Corpo de prova para teste de flexão rotativa, adaptado de (ISO 1143, 2010).

Procedimento de Teste

Cada amostra deve ser montada na máquina de teste, de tal forma que as tensões na seção de teste (além daquelas impostas pela força aplicada) são evitadas. Se os rolamentos que transmitem a força estiverem presos ao corpo de prova por meio de pinças de fenda, em certos casos pode ser desejável que estas sejam posicionadas e totalmente apertadas antes que a amostra seja montada na máquina de teste, a fim de evitar que uma tensão de torção inicial seja transmitida. Uma prática semelhante pode ser necessária se o método de fixação for feito por meio de um ajuste de interferência. Para evitar vibrações durante o teste, o alinhamento da amostra e do eixo de acionamento da máquina de teste deve ser mantidos dentro de limites apertados.

Aplicação da Carga e Definição de Frequência

A carga deve ser aplicada na extremidade oposta ao ponto de fixação do corpo de prova, a intensidade da força é especificada conforme a tensão que se objetiva, conforme (Figura 47) abaixo.

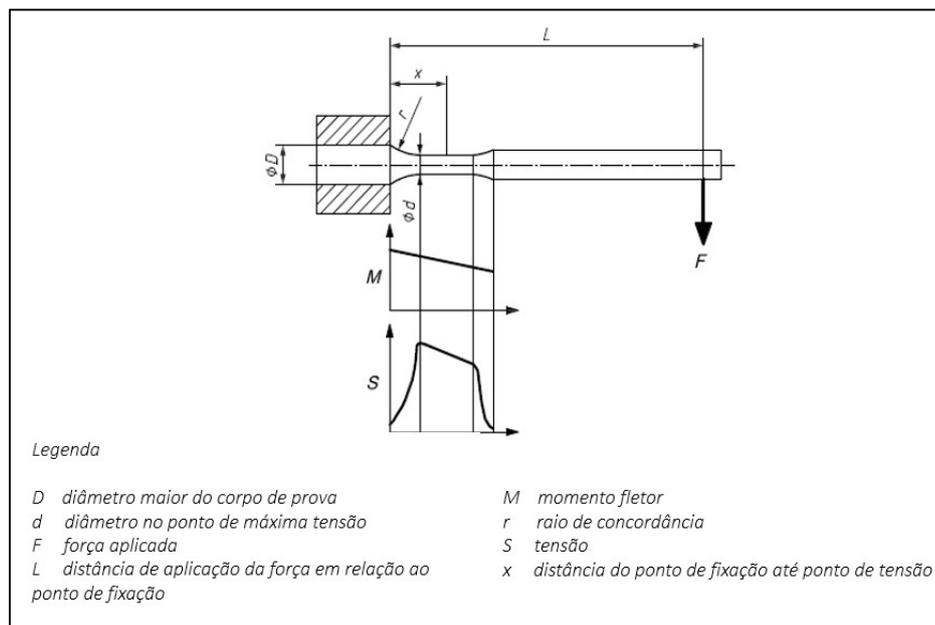


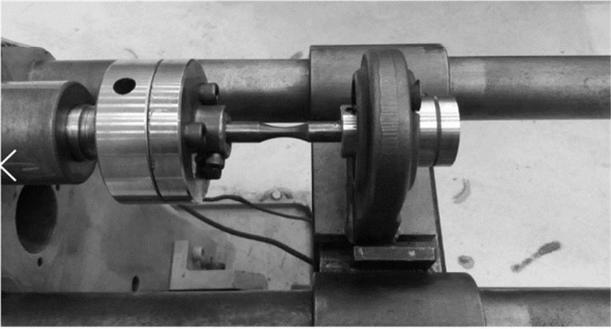
Figura 47 - Carregamentos no teste de flexão rotativa (adaptado de ISO 1143, 2010).

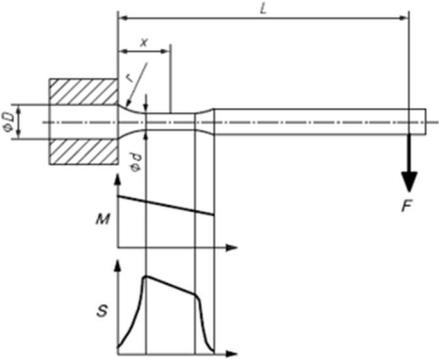
A frequência escolhida deve ser adequada para a combinação específica de material, amostra e máquina de teste. A velocidade de teste deve ser a mesma para a série de testes fornecida. Os testes são normalmente realizados a uma frequência entre 15 a 200 Hz (isto é, de 900 a 12 000 rev./min).

Após a aplicação de 500 ciclos térmicos, os corpos de prova, previamente identificados, foram montados na bancada para teste de fadiga por rotação rotativa. A frequência escolhida foi de 1200 rpm e a carga de 450N. A carga aplicada na extremidade do corpo de prova foi de $L=70\text{mm}$, que resultou uma tensão máxima de $605,1\text{ N/mm}^2$.

Tabela 7 - Parâmetros do ensaio de fadiga.

PARÂMETROS DO ENSAIO DE FADIGA POR FLEXÃO ROTATIVA	
Diâmetro D [mm]	6,0
Braço de alavanca L [mm]	70,0
Ponto de máxima tensão x [mm]	13,0
Força F [N]	450,0
Tensão Máxima [N/mm ²] $S = 16.F.(L-x) / \pi d^3$	605,1





$$S = \frac{M}{W} = \frac{16F(L-x)}{\pi d^3}$$

3.2 ANÁLISE EXPERIMENTAL DO PROCESSO DE DESGASTE

Com o propósito de avaliação do desgaste em aplicação prática, uma matriz de forjamento para anéis de encosto de rolamentos foi confeccionada em material AISI H13 com dureza de 45 a 47HRC.

Após a usinagem do material já beneficiado, a ferramenta teve um de seus lados jateados pelo processo de *shot peening*. A ferramenta foi então submetida a nitretação gasosa e posteriormente aplicada no forjamento de uma campanha de 1600 peças para comparação do efeito do desgaste (Figura 48).

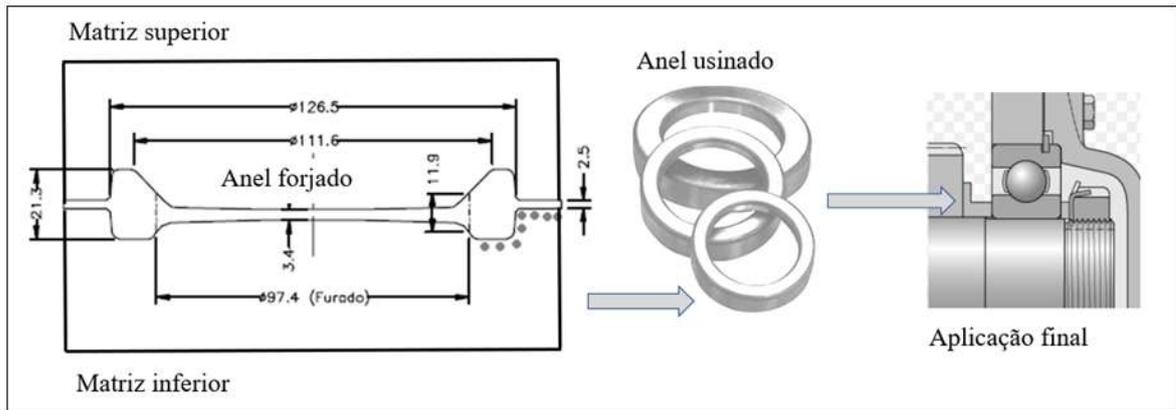


Figura 48 - Ferramental de forjamento e aplicação final do produto forjado.

3.2.1 Seleção de materiais

O material utilizado para confecção da matriz de forjamento foi o mesmo utilizado para a confecção dos corpos de prova.

3.2.2 Preparação das matrizes

O desbaste da ferramenta foi executado conforme programa CAD/CAM em centro de usinagem MIKRON HSM 800. Após o desbaste a ferramenta foi temperada e revenida com dureza alvo de 47 HRC. Após o tratamento térmico a ferramenta passou pelo processo de acabamento (Figura 49).

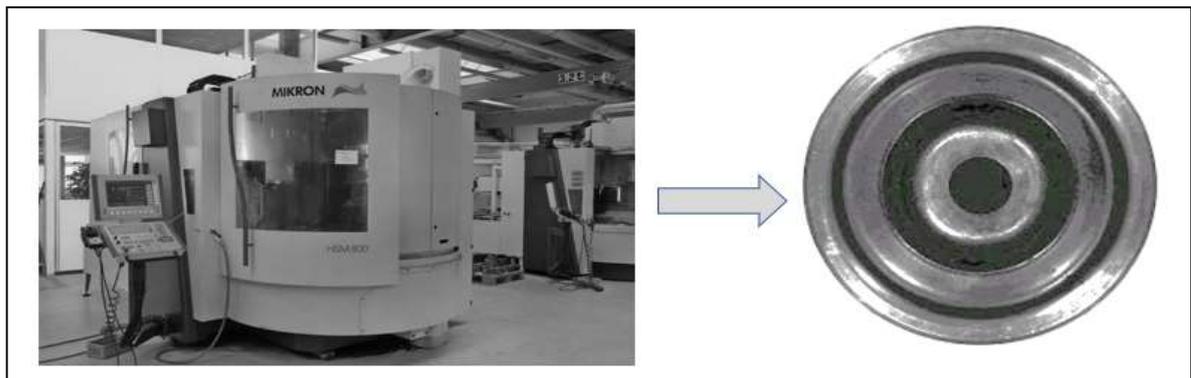


Figura 49 - Produção de insertos de anéis forjado em centro de usinagem HSM 800.

3.2.3 Tratamento térmico e de superfície

O tratamento térmico realizado nas matrizes seguiu a mesma metodologia descrita anteriormente para os corpos de prova. Detalhes dos patamares e temperaturas podem ser vistos na Tabela 8.

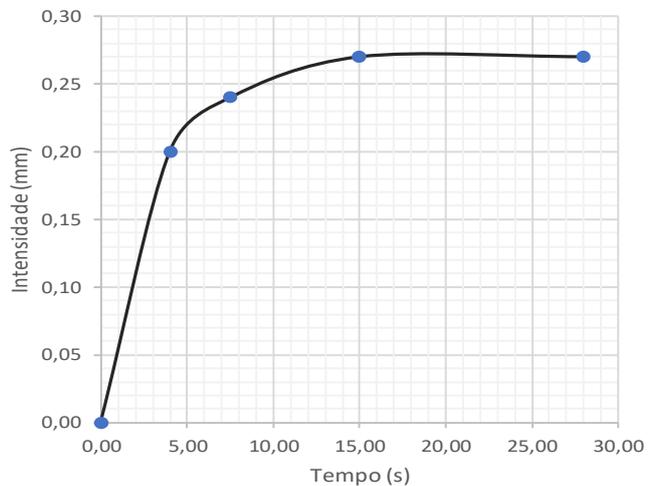
Tabela 8 - Ciclo de têmpera e dureza superficial do ferramental de forjamento.

Têmpera e revenimento da matriz (ferramental de forjamento)			
Ciclo de têmpera		Ciclo de revenimento	
Forno	Tipo T, tamanho 10	Forno	Elétrico, tamanho 10
Temperatura de austenitização (T1) = 855°C	Tempo (t1) = 190 min	Primeiro revenimento (TR1) = 570°C	Tempo (tr1) = 200min
Temperatura de austenitização (T2) = 1020°C	Tempo (t2) = 30 min	Segundo revenimento: (TR2) = 585°C	Tempo (tr2) = 200min
Potencial de carbono	0,40%	Terceiro revenimento: (TR3) = 605°C	Tempo (tr3) = 120min
Meio de têmpera	Ar forçado	Inspeção de dureza (Penetrador Diamante Cone 120° Carga 10/150 kg) - Dureza superficial	46 – 47 HRC

O processo de shot peening foi utilizado e um dos lados da matriz, o ferramental teve um dos lados protegidos para que não fosse alvejado. A intensidade alvo de 0,24mm Almem C. O tempo de saturação foi de 7,6 segundos, conforme pode ser observado na Tabela 9.

Tabela 9 - Parâmetros de processo e curva de saturação.

Parâmetros de Shot Peening da matriz (ferramental de forjamento)	
Granalha	S 330/390 (0,84 - 1,41mm)
Distância	200mm
Almen	C
Tempo (s)	Intensidade (mm)
0,00	0,00
4,00	0,20
7,50	0,24
15,00	0,27
28,00	0,27
Intensidade de Saturação: 0,24 mm C (equivalente a 0,84 mm A).	
Tempo de Saturação: 7,6 segundos.	



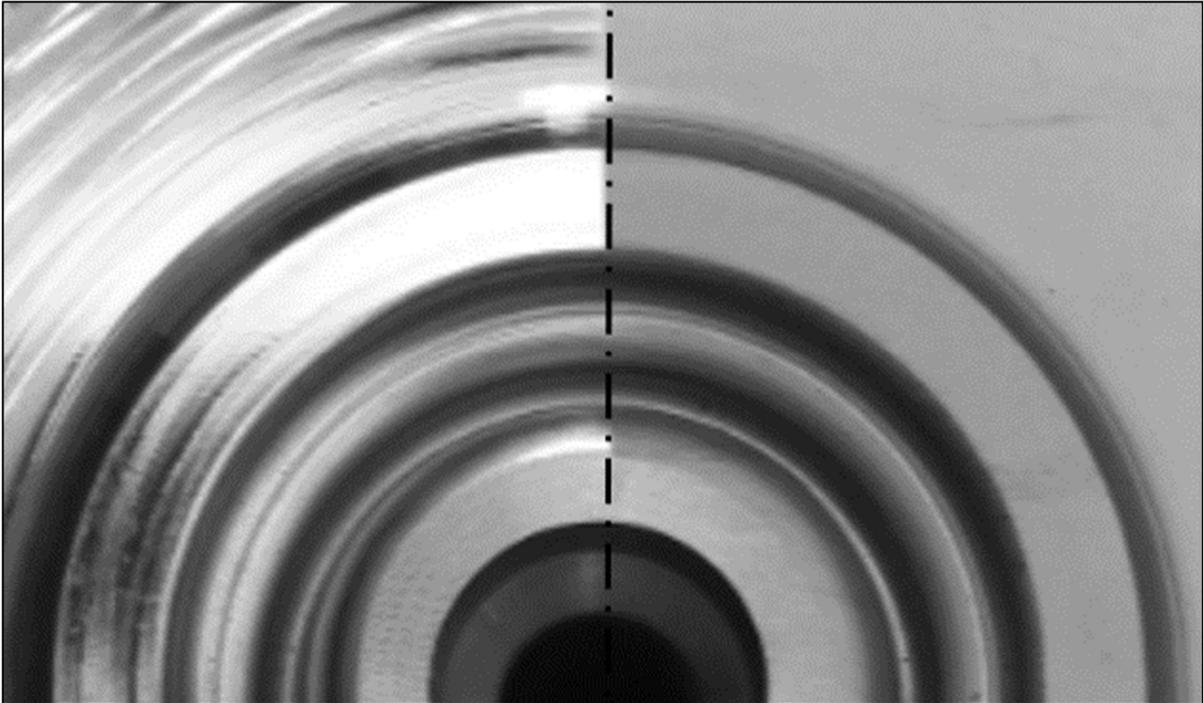


Figura 50 - Matriz de forjamento, lado esq. sem shot peening, dir. com shot peening.

Processo de nitretação

O processo de nitretação foi realizado com os mesmos parâmetros descritos nas seções anteriores.

3.2.4 Teste de forjamento

O teste forjamento foi realizado em uma prensa mecânica com capacidade de 1600tonf., o material forno de indução com potência de 650kW. Os tarugos aquecidos até a temperatura de 1250°C foram manipulados manualmente entre as três etapas de forjamento, conforme (Figura 51).

Os parâmetros do teste foram os seguintes:

- Estágios: três estágios (Figura 51).
- Prensa: mecânica rápida do tipo MAXIPRESS 1600 tonf.
- Matriz: fechada com escapamento de rebarba.
- Material forjado: SAE 1045.
- Temperatura de forjamento: 1220°C a 1250°C.
- Temperatura do ferramental: 120°C.

- Lubrificação: solução de grafite com água diluição de 6:1.

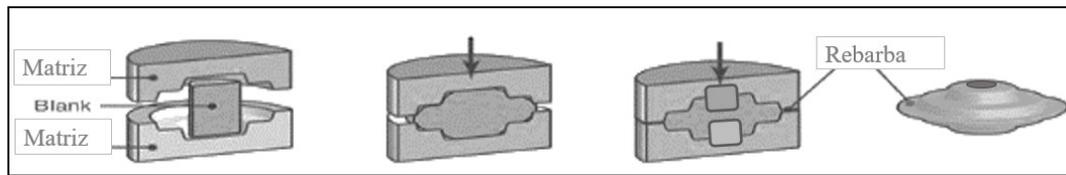


Figura 51 - Sequência do processo de forjamento.



Figura 52 - Primeira operação de forjamento, pré-forma.

3.2.5 Análise do desgaste

Avaliação do desgaste de uma matriz de forjamento

Com o propósito de desenvolver uma técnica prática e simples para avaliação de desgaste de matrizes de forjamento em operação, testou-se um novo procedimento descrito a seguir. Forjou-se uma campanha de 1600 peças de um anel de encosto. Introduziu-se na região jateada a gravação de uma calota esférica para identificar o lado da ferramenta onde se aplicou o processo de *shot peening* (Figura 53).

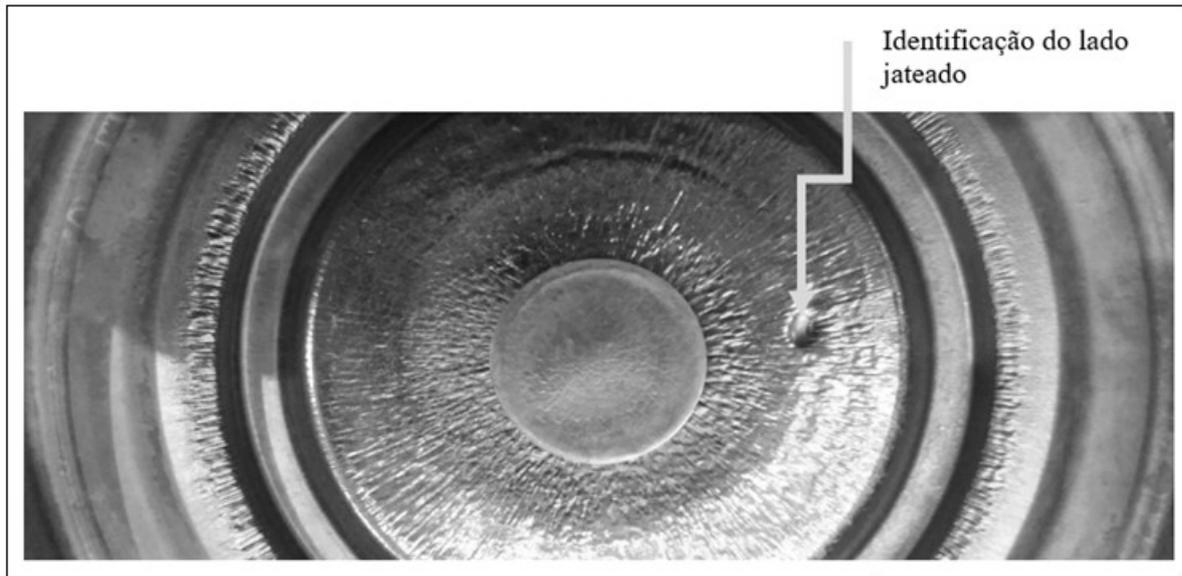


Figura 53 - Identificação do lado ferramental com aplicação do processo de shot peening.

A inspeção do perfil foi realizada sempre na mesma posição, visto que o escoamento de material pode diferir ao longo do perímetro da peça. Como se trata de uma peça axissimétrica, foi necessária a identificação de posição. Para a avaliação do desgaste, uma peça a cada 200 foi retirada ainda com rebarba e separada para posterior medição. Sabe-se que peças forjadas copiam a geometria do ferramental, sendo uma réplica precisa da cavidade. Indiretamente, através da inspeção e medição das peças retiradas durante o forjamento, foi possível acompanhar o desgaste da cavidade real. As peças forjadas foram retiradas do processo antes da etapa de rebarbação, apresentando o aspecto mostrado na (Figura 54). Foram recolhidas peças a cada 200 forjadas, ou seja, a peça inicial (0), as peças de números 200, 400, 600, 800, 1000, 1200 até 1600.

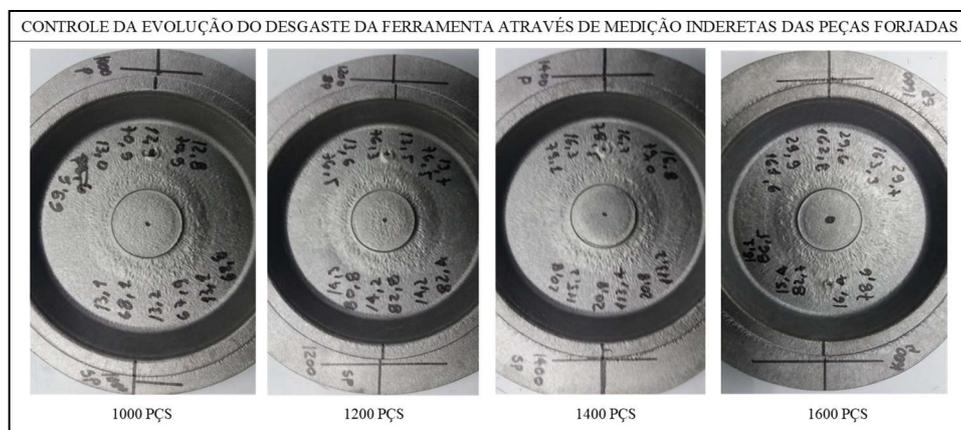


Figura 54 - Aspecto das peças forjadas retiradas durante o processo.

Após o resfriamento das peças, mediu-se o perfil da região indicada na (Figura 55). Aspectos do equipamento utilizado na perfilometria e da disposição da medição em todas as peças estão reportadas na (Figura 56).

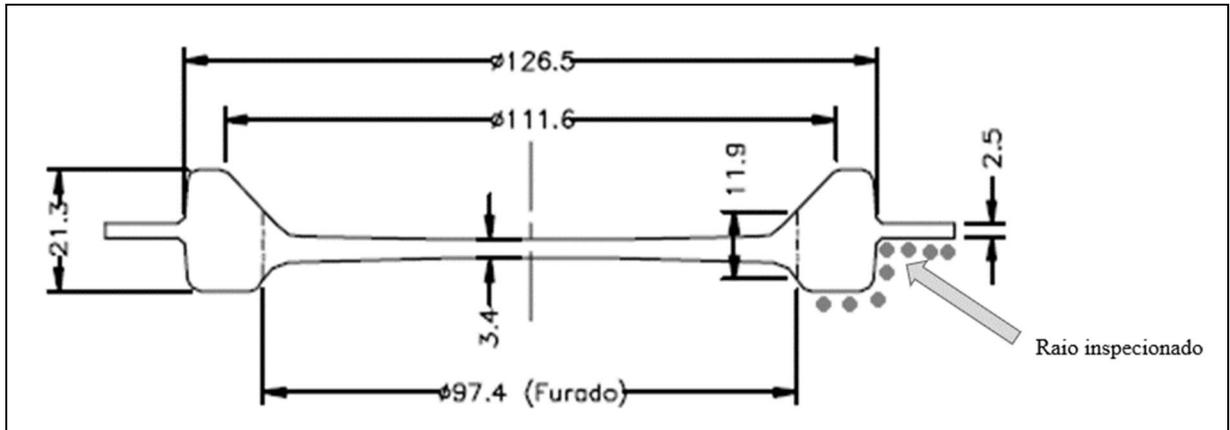


Figura 55 - Raio inspecionado para avaliação da evolução do desgaste.

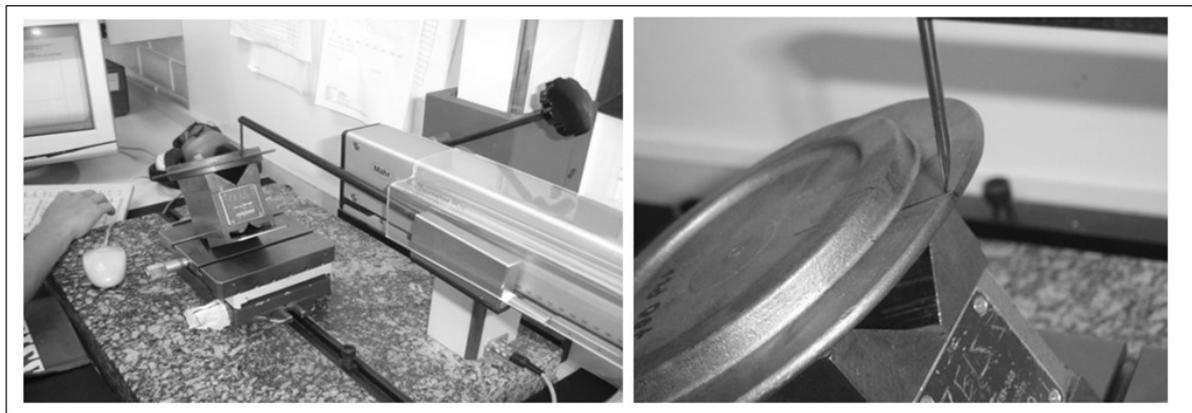


Figura 56 - Inspeção perfilométrica, perfilômetro MAHR.

Os perfis das peças (0) a (1600), foram coletados e os dados armazenados e tratados. A zona de interesse para análise de desgaste foi somente o raio de escapamento da rebarba. Esta região foi escolhida pois é uma região com simetria radial, ou seja, a quantidade de material que escoar por esta área é quase igual para qualquer raio escolhido. O segundo motivo está relacionado as taxas de desgaste, que são maiores no escapamento de rebarba devido as maiores velocidades de escoamento.

Para análise do gráfico, foi utilizado como referência de desgaste dimensões dos perfis que interceptam uma reta a 45°. Os perfis foram previamente translacionados em direção à origem e mediram-se os valores de intersecção, conforme gráfico acima.

Simulação numérica do processo de forjamento

Buscando maior entendimento do comportamento do escoamento no interior da matriz, utilizou-se dos recursos de simulação numérica para obter-se os perfis de velocidade. Para a simulação foi utilizado o software QFORM versão 8. Trata-se de uma solução comercial para simulação dos processos de conformação. Utiliza um sistema de elementos finitos para o cálculo da distribuição de temperaturas e deformações. A malha de elementos finitos para cálculo das deformações é constituída de duas partes, uma geométrica, que pode ser refinada em todo componente e outra que é utilizada para o cálculo das deformações em si, que é refinada somente na região de trabalho. Na (Figura 57) pode-se observar os parâmetros de processo, resultados mais detalhados dos perfis de velocidade serão avaliados no próximo capítulo.

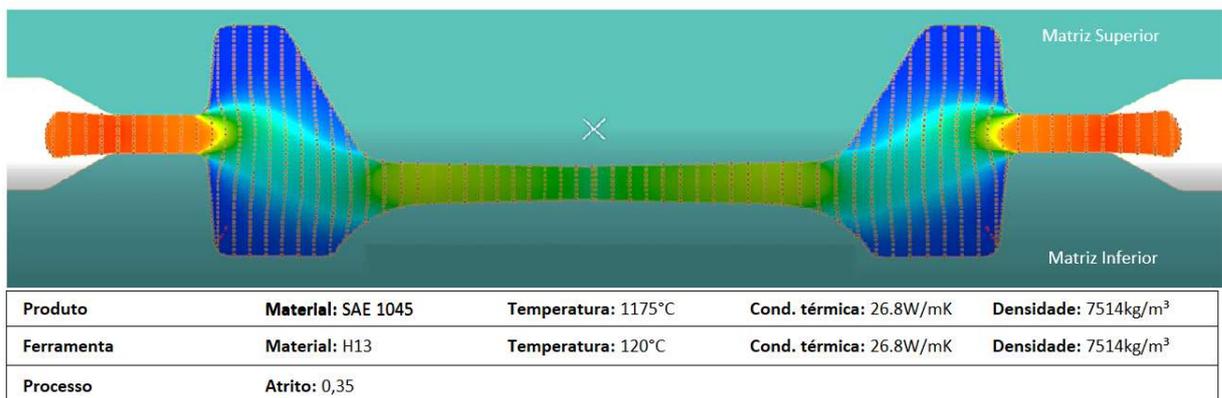


Figura 57 - Simulação QForm, etapa final de forjamento.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 DUREZA E MICROESTRUTURA DOS CORPOS DE PROVA

O ciclo de tratamento térmico seguido pelos estágios de revenimento, conferiu tanto aos corpos de provas quanto a matriz uma dureza superficial de 44,5 a 46,5 HRC. Por sua natureza destrutiva, a dureza de núcleo foi somente medida nos corpos de prova, apresentando valor de 45 HRC. A (Tabela 10) mostra a varia de dureza ao longo da superfície do corpo de prova somente temperados e revenidos. O corpo de prova usinado e nitretado apresentou dureza de superfície de 1122HV1, enquanto o corpo de prova tratado por *shot peening* e nitretação, apresentou dureza de 1035HV1.

Tabela 10 - Dureza superficial dos corpos de prova (HRC).

DUREZA SUPERFICIAL (HRC)													
Região	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	Média	Desvio Padrão
Superfície	46,50	46,00	46,50	46,00	45,50	44,50	44,50	46,00	46,50	46,50	46,50	45,91	0,77



O exame metalográfico (Figura 58) apresentou uma microestrutura formada por uma matriz de martensita revenida com presença de carbonetos esferoidizados dispersos.

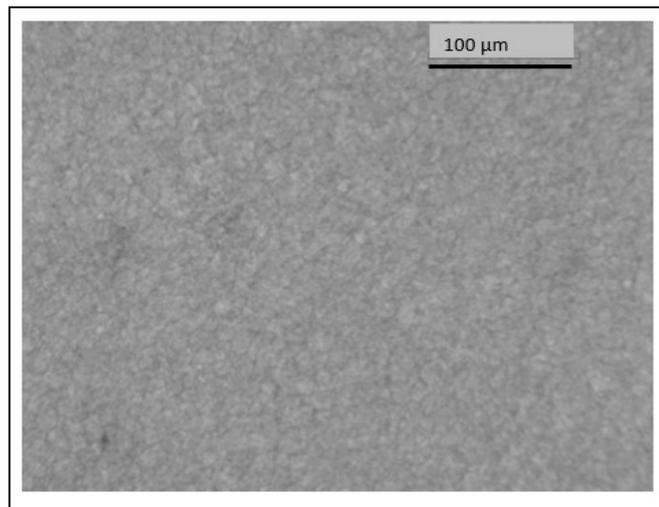


Figura 58 - Ataque Nital 3%, microestrutura formada por matriz de martensita revenida, aumento 100x.

4.2 TESTE DE FADIGA POR FLEXÃO ROTATIVA

Após a exposição aos ciclos térmicos, condição em que a temperatura foi variada entre 650°C na zona quente e 120°C na zona fria, as amostras foram submetidas ao teste de fadiga por flexão rotativa. Os resultados dos ensaios podem ser vistos na (Tabela 11).

Tabela 11 - Resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa.

RESULTADO DO ENSAIO DE FADIGA POR FLEXÃO ROTATIVA							
Grupo de Amostras	Nominal	GRUPO I (NITRETAÇÃO)			GRUPO II (SHOT PEENING + NITRETAÇÃO)		
Fadiga térmica 120°C - 650°C		500 ciclos	500 ciclos	500 ciclos	500 ciclos	500 ciclos	500 ciclos
Diâmetro D[mm]	6,0	5,97	6,06	6,02	5,99	5,99	6,01
Braço de alavanca L[mm]	70,0	70,0	70,0	70,0	70,0	70,0	70,0
Ponto de máxima tensão [mm]	13,0	13,0	13,0	13,0	13,0	13,0	13,0
Força F[N]	450,0	450,0	450,0	450,0	450,0	450,0	450,0
Tensão Máxima [N/mm ²] = $16.F.(L-x) / \pi d^3$	605,1	614,3	587,3	599,1	608,1	608,1	602,1
Vida em fadiga (número de ciclos)		30.588	154.111	121.322	73.223	234.117	273.223
Vida em fadiga MÉDIA (número de ciclos)			102.007			193.521	
Desvio padrão			63.986			106.000	
Coefficiente de variação			0,627274776			0,547744816	

Na tabela acima são mostrados os resultados comparativos entre os dois grupos analisados. Apesar da elevada dispersão dos resultados, pode-se verificar uma tendência no efeito benéfico obtido pela aplicação do processo de *shot peening*. Avaliando a vida média das amostras, observa-se um aumento de 89% no número de ciclos médios das amostras com shot peening.

Segundo Chang (2008), o processo de *shot peening* é empregado para melhorar a vida em fadiga de componentes mecânicos uma vez que o trabalho mecânico a frio realizado pelas microesferas, além de induzir tensões compressivas na superfície, promovem a suavização da rugosidade superficial. É sabido também, que tensões residuais podem ter sua magnitude reduzida quando expostas a determinadas temperaturas (SAE HS-84, 2001). Considerando a temperatura de 650°C aplicada durante a ciclagem térmica, é esperado que o estado benéfico de tensões compressivas tenha sido dissolvido, tornando-se nulo quanto ao efeito de neutralizar as tensões trativas. No entanto a superfície com maior grau de isotropia, obtida pelo processo de *shot peening*, manteve-se inalterada. Entre o Grupo I e o Grupo II, observou-se a manutenção

das rugosidades de $RZ=25,9$ para o corpo de prova torneado e de $RZ=15,8$ para o corpo de prova jateado (Figura 59).

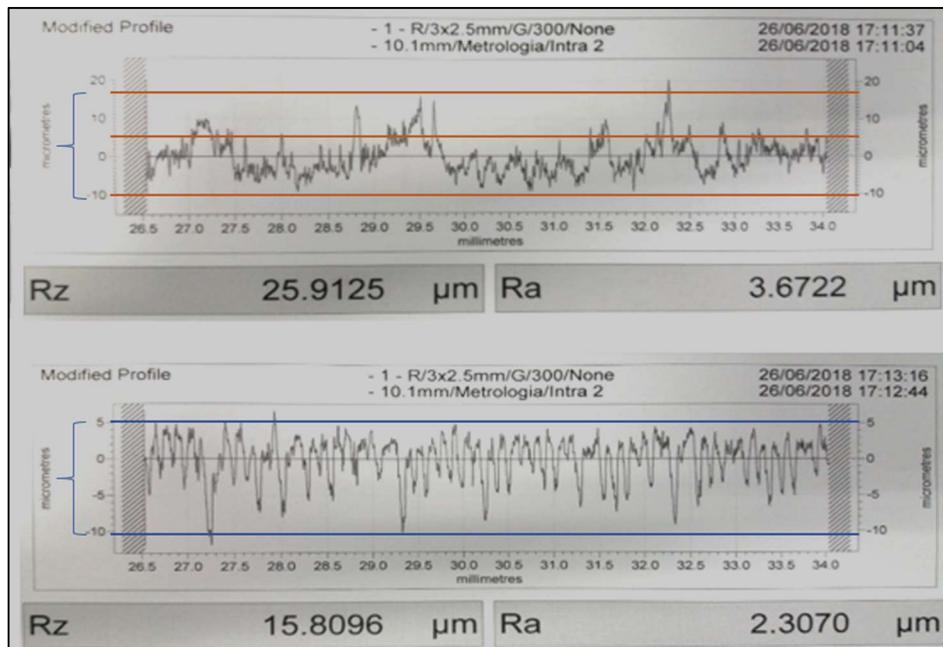


Figura 59 - Perfis de rugosidade das amostras sem (acima) e com shot peening.

É possível que neste fato encontre-se a razão para o resultado favorável das amostras tratadas por *shot peening*, pois como se sabe, enquanto superfícies torneadas são caracterizadas por uma variação simétrica e periódica de picos e vales, que comportam-se como pequenos defeitos que concentram tensões e tendem a diminuir a resistência à fadiga (MIRANDA, 2009), superfícies jateadas apresentam uma topografia suavizada, com distribuição mais assimétrica e aleatória de picos e vales, favoráveis a vida em fadiga. Considerando o mecanismo de fadiga térmica, sabe-se que as trincas iniciais surgem nas regiões da superfície onde os concentradores elevam as tensões geradas pelos gradientes térmicos. Estes concentradores são formados nos pequenos defeitos e discontinuidades da superfície. Os resultados obtidos no teste comparativo, alinham-se com os encontrados no trabalho de Chang (2008), que observou melhora na vida útil de ferramentas sob o ponto de vista formação de trincas térmicas quando utilizado o pré-tratamento com *shot peening*.

4.3 TESTE PRÁTICO EM MATRIZ DE FORJAMENTO

O desgaste abrasivo em cavidades de ferramentas de forjamento a quente é um dos mais comuns modos de falhas, estando presente em menor ou maior intensidade em 100% dos casos

(ASM Handbook, V14A, 2005). O desgaste é fortemente dependente das condições de contorno entre peça e matriz sendo, na maioria das vezes, causado por partículas endurecidas que se movimentam ao longo da ferramenta arrastadas pelo escoamento do material conformado. O resultado comparativo do teste de forjamento de uma ferramenta que teve um dos seus lados jateado através do processo de *shot peening* pode ser visto através das medições realizadas em peças segregadas ao longo do forjamento conforme segue.

Desgaste relativo e desgaste absoluto

Para análise do desgaste, os pontos coletados no perfilômetro foram plotados de forma gráfica, replicando a evolução do desgaste no raio na zona de escapamento de rebarba. Os valores absolutos de desgaste foram obtidos utilizando os pontos onde as curvas interceptam uma reta a 45°, conforme (Figura 60).

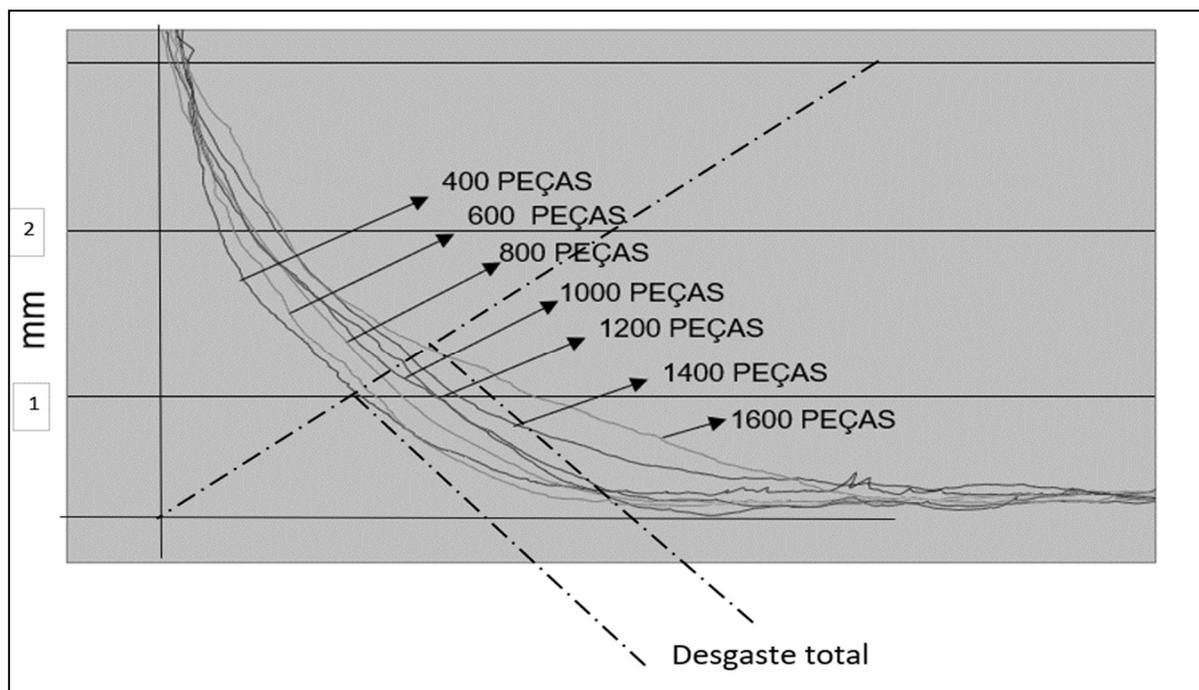


Figura 60 - Perfil de desgaste do lado não jateado do ferramental.

A (Figura 61) apresenta a evolução do desgaste em função do número de peças forjadas, conforme metodologia detalhada no item 3.2.5.



Figura 61 - Perfil de desgaste absoluto, comparativo do efeito do processo de *shot peening*.

Através dos resultados foi possível observar que após o forjamento de 1600 peças o lado da matriz somente nitretado sofreu um desgaste total de 0,802mm. No lado da ferramenta onde foi utilizado o processo híbrido de *shot peening* seguido por nitretação o desgaste absoluto foi de 0,473mm. O resultado demonstrou que a aplicação do processo híbrido promoveu uma redução de 41,02% no desgaste total da ferramenta.

O desgaste específico apresentado na (Figura 62), representa a taxa de desgaste ao longo do forjamento. O desgaste específico é calculado através da razão entre o desgaste total e o número de peças forjadas para cada lote de 200 peças. Percebe-se que no ferramental somente nitretado, a taxa de desgaste no início do forjamento é bastante acentuada. Uma teoria para este comportamento é a quebra da crista da rugosidade superficial no início do forjamento (OSK, 2002). Este efeito promove um rápido desgaste dos pontos mais elevados da superfície, além de formar irregularidades na continuidade e espessura da camada nitretada. Esse comportamento não observa-se no perfil do lado da matriz tratada pelo processo de *shot peening*, possivelmente pela anulação prévia dessas cristas durante o jateamento (OSK, 2002).

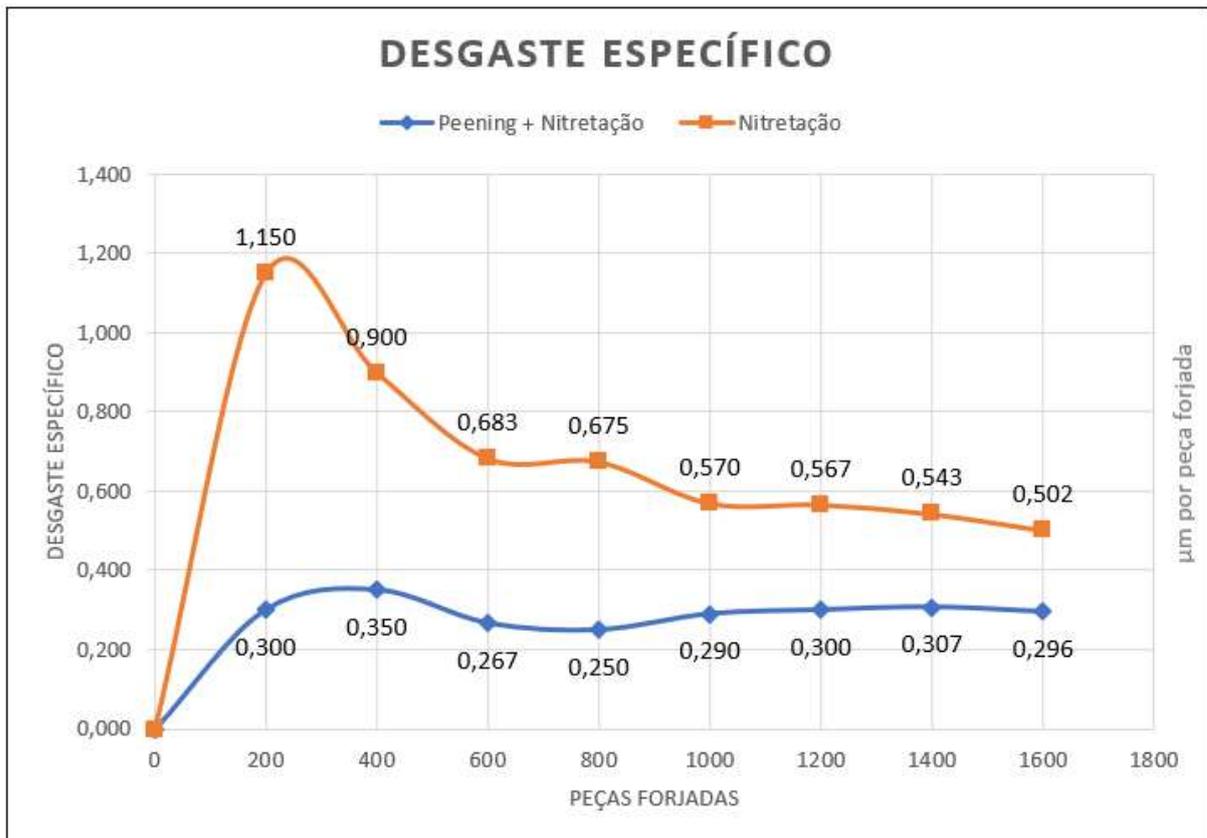


Figura 62 - Comparativo entre as taxa de desgaste.

Considerando a taxa de desgaste médio de $0,502\mu\text{m}$ por peça forjada para condição somente nitratada, contra $0,296\mu\text{m}$ por peça forjada na condição somente híbrida, obteve-se uma redução de 41,02% na taxa de desgaste. Em trabalho similar escrito por Bílik e Pompurová (2012) onde os ensaios foram realizados com aço DIN 1.2713 sem nitretação, o valor encontrado foi uma redução de aproximadamente 60% no desgaste. Na (Figura 63) abaixo é possível observar que o lado da ferramenta que foi tratado com o processo de *shot peening* apresenta uma superfície menos deteriorada, na imagem da matriz somente nitretada, pode-se inclusive ser observado que o processo de fadiga e desgaste chegou no nível de arrancamento de material.

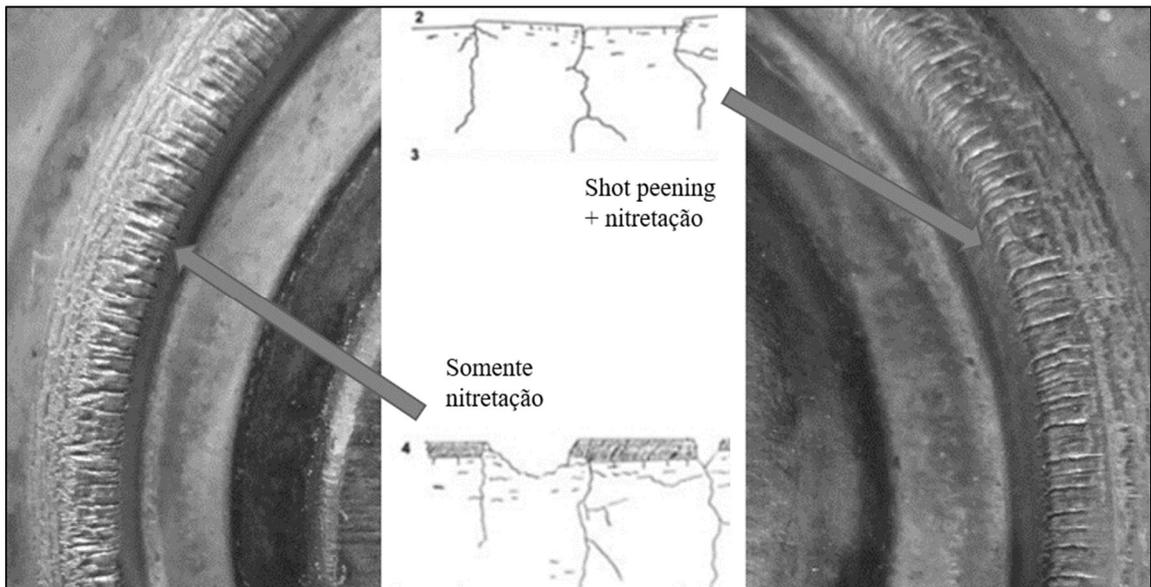


Figura 63 - Comparativo das superfícies da ferramenta nitretada (direita) x nitretada + *shot peening* (esquerda), ao centro esquema proposto por (MOLINARI, 2005).

A (Tabela 12) abaixo mostra os valores comparativos entre a medição indireta do desgaste nas peças forjadas e na matriz após a campanha de forjamento. A máxima diferença média encontrada foi de 2,12%, demonstrando que a metodologia pode ser utilizada de forma sistêmica para este tipo de análise prática das taxas de desgaste (Figura 64).

Tabela 12 - Valores comparativos entre a medição indireta nas peças e depois na matriz de forjamento.

	Posição somente nitretada	Posição Shot Peening + nitretação	
Medidas diretas	Ponto (a)	0,81	0,46
	Ponto (b)	0,79	0,48
	Ponto (c)	0,82	0,45
Média	0,81	0,46	
Desvio padrão	0,01	0,01	
Medida indireta	0,80	0,47	
Erro absoluto	-0,01	0,01	
Erro %	1,25%	2,12%	

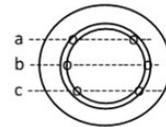


Figura 64 - Medição do desgaste total na matriz de forjamento.

Outro fator que poderia explicar a extensão da vida útil para o lado da ferramenta tratado pelo processo híbrido está contido no modelo de, Eq. 4.0, que trata de uma variação do modelo de Archard, conforme citado por (PANESAR et al, 2008), nele se propõe uma relação da quantidade de escoamento L , como produto da velocidade de escoamento integrada no tempo, conforme descrito abaixo:

$$\Delta d = \frac{k \cdot P \cdot \Delta L}{H} \quad (7)$$

Onde:

Δd : profundidade do desgaste em (mm) para cada incremento de Δt (s);

K : coeficiente adimensional de desgaste;

P : Pressão de contato (N/mm^2);

ΔL : distância percorrida pelo escoamento (mm) $V \cdot \Delta t$ (s);

V : Velocidade do escoamento (mm/s);

H : dureza da ferramenta (N/mm^2);

Segundo modelo de Panesar, uma possibilidade para redução do desgaste poderia ser obtida pela redução local da velocidade. Pensamento similar pode ser encontrado no trabalho de (SALLIT et al, 2002), quando se descreve que os modelos computacionais para a predição de desgaste de ferramentas de forjamento utilizam o comprimento de escoamento dividido por um intervalo de tempo para determinar a quantidade de material removido da matriz.

Para avaliar o perfil de velocidade na região de interesse, realizou-se a simulação numérica do escoamento e velocidade na região de interesse considerando os efeitos geométricos gerados pelo processo de *shot peening* (Figura 65), quadro inferior direito.

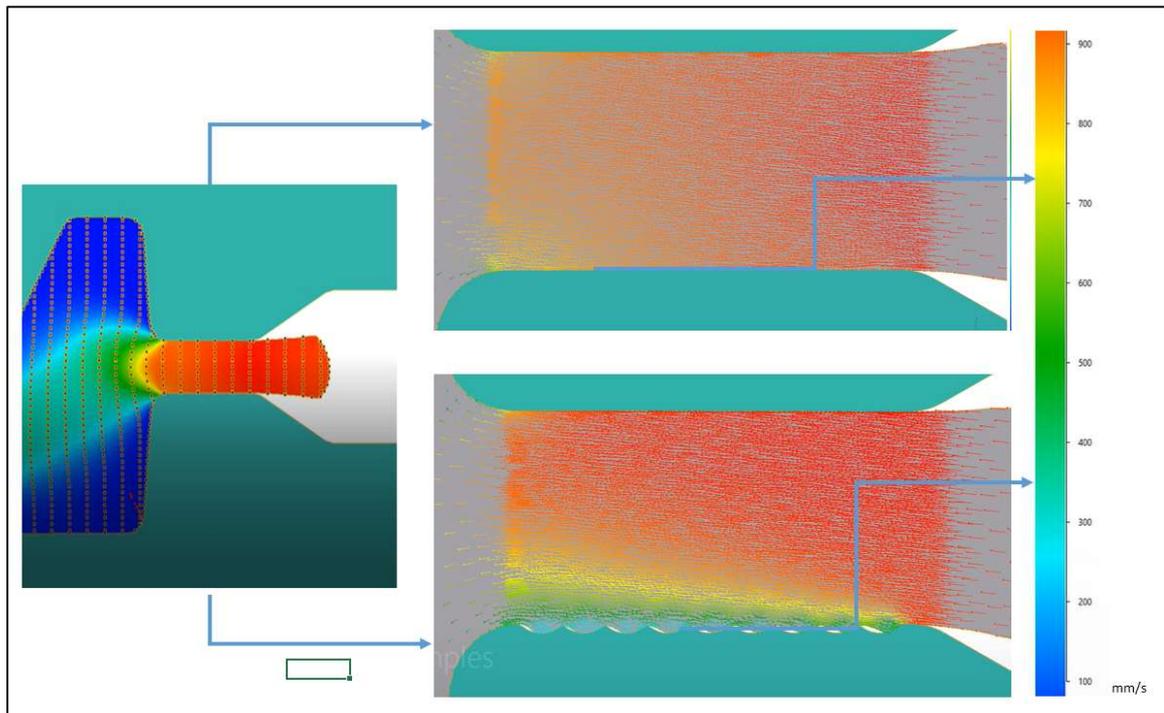


Figura 65 - Efeito da alteração topográfica no perfil de velocidade de escoamento.

O resultado da simulação apontou que a topografia formada pelas pequenas calotas promove a desaceleração do fluxo do material em contato com a superfície da matriz. Nesta região a velocidade foi reduzida de 0,720m/s para 0,340m/s (52,7% de redução), o que poderia justificar a redução do desgaste segundo o modelo de Archard, ou ainda pela colocação de Shivpuri (2005) que indica a redução da velocidade de escoamento como forma de combate ao desgaste abrasivo.

O modelo proposto por Archard para o desgaste, colabora com os resultados encontrados com relação aos benefícios da redução da velocidade com a redução do desgaste. No entanto não clarifica o mecanismo de redução da taxa de desgaste para ambos os processos ao longo do forjamento. A remoção da camada nitretada após aproximadamente 600 peças forjadas nos leva a pensar exatamente o contrário, sem a camada nitretada, o desgaste deveria ser mais rápido. Uma hipótese para este comportamento, seria o efeito de suavização do raio na região do escoamento causado pelo pela remoção de material. Pode-se observar que após o forjamento de 1600 o raio original de 1,5mm foi aumentado para um raio de 1,95mm. Em seu trabalho Chang (2008) relata que a o aumento do raio tem um efeito extremamente relevante, podendo dobrar ou triplicar na vida útil da ferramenta.

Outro ponto que pode ser observado na simulação é formação de vazios dentro das calotas (Figura 66), que na aplicação prática, podem representar sítio favoráveis para retenção de desmoldante e de partículas com dureza elevada, resultantes do processo de desgaste (HIGOUNENC, 2005).

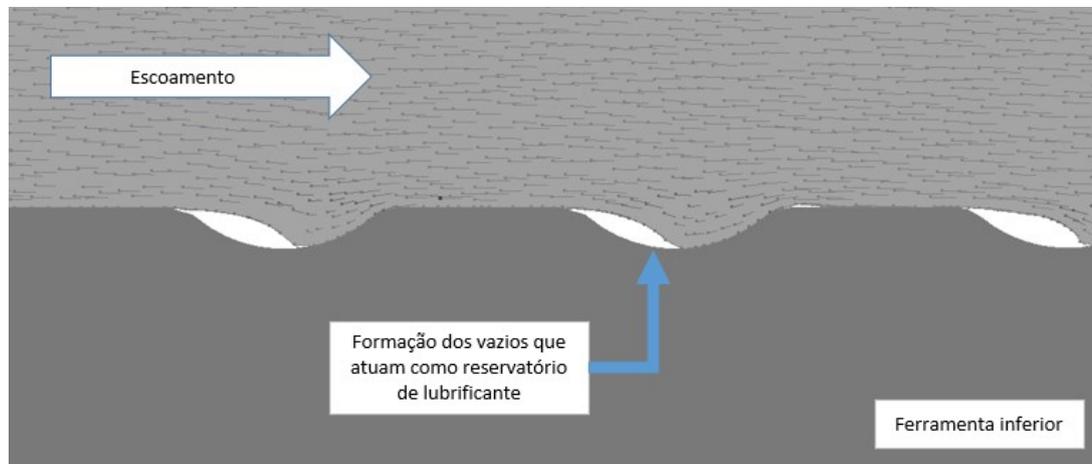


Figura 66 - Formação dos vazios durante o escoamento.

É importante lembrar que desgaste adesivo em forjamento a quente pode ocorrer depois que as camadas de óxido e desmoldante são removidas e o material em conformação entra em contato direto com o material de base da matriz (ALTAN et al, 2004), neste sentido, os sítios podem estender a presença de lubrificante na interface e assim reduzir o efeito adesivo do desgaste.

5. CONCLUSÕES

A técnica indireta para avaliação do perfil geométrico de matrizes de forjamento demonstrou ser uma ferramenta útil para o monitoramento quantitativo do desgaste, permitindo a comparação entre processos e parâmetros relacionados a vida útil. Os valores reais de desgaste encontrados na ferramenta demonstraram um erro máximo de 2,12%, o que torna o método válido para análise prática das taxas de desgaste durante o forjamento. O teste de fadiga por flexão rotativa revelou que os danos acumulados na superfície através da fadiga térmica podem ser atenuados pelo processo de *shot peening*, que nesta aplicação ampliou a vida média dos corpos de prova em 89%. Com relação ao desgaste da matriz de forjamento no teste prático, o processo de *shot peening* se mostrou extremamente eficiente na redução da taxa de desgaste, enquanto no processo híbrido de *shot peening* seguido por nitretação o desgaste total foi de 0,473mm, o lado da matriz somente nitretado foi desgastado em 0,802mm, apresentando um dano 41,02% superior. Com relação à camada nitretada, foi possível observar através das curvas de desgaste absoluto que seu benefício atuou somente nas primeiras 200 peças forjadas para a situação convencional. No entanto para a condição híbrida a camada nitretada durou aproximadamente 600 peças, um valor três vezes superior.

A simulação realizada forneceu bons indícios de que a alteração da topografia pelo processo do *shot peening* favorece a redução do perfil de velocidade junto a superfície (52,7% menor). Este resultado pode ser justificado pela alteração do perfil da velocidade de escoamento junto a superfície conforme observado na simulação.

Com base nos resultados encontrados, pode-se considerar o processo híbrido uma alternativa apropriada para suprir a necessidade das forjarias que buscam um processo técnico e economicamente viável para prolongar a vida útil de seus ferramentais de forja. Suprindo assim um dos grandes desafios dessa indústria, que é a redução contínua dos custos de produção.

O efeito da modificação da superfície sobre a velocidade local do escoamento no forjamento a quente e suas consequências no retardo no processo de desgaste, apresentados neste trabalho, trazem uma conotação inovadora desta abordagem, uma vez que esta análise não foi encontrada nas obras dos autores consultados.

6. REFERÊNCIAS

- ALTAN, T; NGAILE, G.; SHEN, G. **Cold and hot forging: Fundamentals and Applications**. ASM International, 2004.
- ALVARENGA, Á. **Avaliação experimental dos efeitos da fadiga térmica nas propriedades mecânicas de um aço inoxidável austenítico**. Tese de Doutorado – Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2009.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E1150-87: Definitions of Terms Relating to Fatigue**. 1993.
- ASM INTERNATIONAL THE MATERIALS INFORMATION SOCIETY. **Dies and Die Materials for Hot Forging: Handbook, V14A**. ASM Internacional, Ohio, 2005.
- ASM INTERNATIONAL THE MATERIALS INFORMATION SOCIETY. **Fractography: Handbook, V12**. ASM Internacional, Ohio, 1987.
- ALVES, J. C. **Nitreção a plasma: fundamentos e aplicações**. 2001.
- AMERICAN NATIONAL STANDARDS INSTITUTE. **Surface texture: surface roughness, waviness and lay**. American Society of Mechanical Engineers, 1986.
- ARNOLD, E. **Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials**. IM Hutchins, 1992.
- BHAVAR, V1 **Influence of Shot Peening on DIN 1.2714 Hot**. Journal Of Materials Engineering, 2017.
- Work Tool SteelBÍLIK, J.; POMPUROVÁ, A.; RIDZONĚ, M. **Increasing the lifetime of forming tools**. Proceedings of the 8th International Conference of DAAAM Baltic Industrial Engineering: Tallinn, Estonia. 2012.
- BOEHS, L. Notas de Aula-Disciplina **Análise de Superfícies Usinadas**. Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica (UFSC)-Florianópolis SC, 1992.
- BURAKOWSKI, T.; WIERZCHON, T. **Surface engineering of metals: principles, equipment, technologies**. CRC press, 1998.
- BRAGA, L. F. Simulação Computacional por Elementos Finitos do Processo de Forjamento em Matriz Fechada de Rodas SAE 4140 de Utilização em Ponte Rolante. 2005. Tese PhD. PUC Minas, 2005.
- BRANCO, F. **Fadiga de estruturas soldadas**. Ed. Manuais Universitários, Lisboa, 1999.
- BRANDIM, A.; SOUSA, R.; ALAVES Jr, C. **Desenvolvimento de um equipamento para ensaio de fadiga térmica**. Rio de Janeiro, 2009.
- CHAMPAIGNE, J. **The little book on shot peening**. Electronics Incorporated, Mishawaka, 2001.
- CHANG, S. H.; LEE, S. C.; TANG, T. P. **Effect of shot peening treatment on forging die life**. Materials Transactions, v. 49, n. 3, p. 619–623, 2008.
- DIETER, G. E. **Metalurgia Mecânica**. 2ª edição. Ed Guanabara: Rio de Janeiro, 1981.
- DOSSETT, J. L.; BOYER, H. E. **Practical heat treating**. Asm International, 2006.
- DOSSETT, J. et al. **ASM Handbook: Steel Heat Treating, Fundamentals and Processes - Volume 4A**. ASM International, 2013.
- EBOJOH, E.; AMGBARI, C. **Proposed Model for Predicting Abrasive Wear in Hot Forging Dies**. University Of Benin, 2018.

- FERREIRA, G. E. F., et al. **Avaliação da resistência à fadiga térmica do aço AISI H13 nitretado pelos processos gasoso e por plasma.** UFSC, 2001.
- FORREST, P. G. **Fatiga de los Metales.** Editora URMO, Bilbao, 1972.
- FORTIS, C. E.; KISS, F. J.; STROHAECKER T. R.; REGULY, A. **Tratamento Térmico de Aços e Ferros Fundidos.** Editora da UFRGS: Porto Alegre, 2014.
- GONÇALVES, C. S. **Efeito do processo de nitretação sob plasma no comportamento em fadiga térmica dos aços ferramenta para moldes para injeção de alumínio sob pressão.** Universidade de São Paulo, 2012.
- GROBASKI, T. C.; RUSS, D. H. **Preliminary Research for the Development of a Hot Forging.** Ohio University, 2004.
- GROSS, W. A.; CASTELLI, V. **Fluid Film Lubrication.** Wiley-Interscience: New York, 1980.
- HASEBE, S.; ASAYAMA, T. **Evaluation of long-term creep-fatigue life of stainless steel weldment based on a microstructure degradation model.** Zairyo, 1997.
- HAWRYLUK, M., et al. **Analysis of the influence of lubrication conditions on tool wear used in hot die forging processes.** Eksploatacja i Niezawodność, 2018.
- HELMAN, H.; CETLIN, P. R. **Fundamentos da conformação mecânica dos metais.** Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia, Fundação Christiano Ottoni, 1993.
- HIGOUNENC, O. **Correlation of shot peening parameters to surface characteristic.** ICSP-9, Paris, 2005.
- HOEPPNER, D. **Industrial Significance of Fatigue Problems.** ASM Handbook V19, 2005.
- HOWES, M. **Fatigue at elevated temperatures.** American Society for Testing and Materials, 1973.
- INTERNATIONAL STANDARD. **ISO 1143: Rotating Bar Bending Fatigue Testing.** 2010.
- KOBAYASHI, M.; MATSUI, T.; MURAKAMI, Y. **Mechanism of creation of compressive residual stress by shot peening.** International Journal of Fatigue, 1998.
- KUMAR, U.; MISHRA, A.; OHDAR, R. **Hot forging lubricants.** International Journal of Mechanical Engineering and Robotics Research, 2014.
- LEPPANEN, R.; JONSSON, H. **Properties of nitrided componentes, a result of the material and the nitriding process.** Ovako Steel Technical Report: Sweden, 1999.
- LIMA, L. G. **Análise experimental e modelagem numérica da influência da oxidação na fadiga térmica de cilindros de laminação a quente.** Universidade de São Paulo, 2018.
- MADAYAG, Angel F. **Metal Fatigue: Theory and Design.** US Department of Energy's Office of Scientific and Technical Information, 1969.
- MARCONDES, P. **Treinamento em Forjamento.** Universidade Federal do Paraná, 2011.
- MEI, W. C. Y.; RENZHI, W.; XIANGBIN, L.. **Effect of shot peening on fatigue strength of notched specimens.** ICSP-5, England, 1993.
- MESQUITA, R. A., et al. **Aços ferramenta para trabalho a quente com baixo teor de Silício: caracterização e aplicações.** Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração, 2013, 4.4: 7-15.
- MEVREL, R. **Cyclic oxidation of high-temperature alloys.** Materials science and technology, 1987, 3.7: 531-535.
- MIC GREEN BOOK. **Shot Peening Applications, V. 9.** Paramus, 2005.

- MIRANDA J. R., **Ensaio Mecânico dos Materiais, Apresentação** – Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia: São Paulo, 2009.
- MITROVIĆ, S., et al. **Wear and friction properties of shot peened surfaces of 36CrNiMo4 and 36NiCrMo16 alloyed steels under dry and lubricated contact conditions.** Bulgarian, 2013.
- MOLINARI, A., et al. **Effect of matrix microhardness on thermal fatigue behaviour of spincast high speed steels for hot rolls.** Materials science and technology, 2005, 21.3: 352-356.
- NEU, R. W.; SEHITOGLU, H. **Thermomechanical fatigue, oxidation, and creep: Part II. Life prediction.** Metallurgical transactions A, 1989, 20.9: 1769-1783.
- OSK KIEFER GmbH. **Shot Peening and Shot Blasting Manual.** Alemanha, 2002.
- PANESAR, S. S.; BATISH, A. G. **Evaluation of Wear Coefficient of Hot Forging Dies in Hammer Forging.** Punjab, 2008.
- PINTAÚDE, G.; TANAKA, D.; SINATORA, A. **Considerações Sobre Modelagem Matemática em Desgaste Abrasivo por Deformação Plástica.** Conferência ABM, São Paulo, 1997.
- PRADO, L., **Estudo do Desgaste Adesivo Severo (GALLING), em Ligas Resistentes à Corrosão, Aplicadas na Indústria de Óleo Gás.** Taubaté, 2004.
- REGULY, A.; LIMBERGER, A.; GRIZA, S.; MACEDO, M.; STROHAECKER, T., **Fadiga e Análise de Falhas.** Editora da UFRGS: Porto Alegre, 2004.
- RIBEIRO, J. D. **Avaliação do Aço para Trabalho a Quente H13 Propriedades Mecânicas e Fadiga Térmica.** Dissertação de Mestrado pela Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 1998.
- ROBERTS, G. A.; KENNEDY, R.; KRAUSS, G. **Tool steels.** ASM international, 1998.
- ROCHA, A.S.; SANTOS, G.R.; ALMAZAN, M.E.; PIANA, L.A.; STROHAECKER, T.R. **Avaliação do Desgaste de Brocas de Aço Rápido Nitretadas à Plasma.** Porto Alegre, 2001.
- ROOKS, B. W.; SINGH, A. K.; TOBIAS, S. A. **Temperature effects in hot forging dies.** Metals Technology, v. 1, n. 1, p. 449-455, 1974.
- SALLIT, I. et al. **Experimental study of wear behaviour of hot forging tool steels under dry conditions: 40CrMoV13 against C35E.** Tribology Letters, v. 12, n. 3, p. 147-154, 2002.
- SCHAEFFER, L. **Forjamento – Introdução ao Processo.** 1ª edição, Imprensa Livre, 2001.
- SCHULZE, V.; ZIMMERMANN, M.; ECKERSLEY, J.; KLEMENZ, M. **State of the art in shot peening simulation.** 10th International Conference on *Shot Peening*, Tokyo, 2008.
- SHIGLEY, J. E.; MISCHEKE, C. R. **Projeto de engenharia mecânica.** Bookman, 2005.
- SHIVPURI, R.; BABU, S.; SEMIATIN, S. **Die Wear.** ASM Handbook, V14A Metalworking: Bulk Forming, 2005.
- SILVA, C. **Fadiga térmica de ferros fundidos brancos multicomponentes.** Dissertação de Mestrado USP, São Paulo, 2003.
- SILVA, L. **Influência da rugosidade na resistência à fadiga de rolamentos de esferas de contato angular produzidos por usinagem dura.** Tese de Mestrado, Universidade Federal de Campinas, 2014.
- SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS. **SAE HS-84 Ed.: Manual on Shot Peening.** Warrendale, PA ,U.S.A, 2001.
- TOTH, H. J. **Estudo comparativo de técnicas de ataque metalográfico para acos-carbono nitretados.** São Paulo, 2002.

VAN VLACK, L. H. **Princípio de Ciência dos Materiais**. 4ª edição, 568 p. The University of Michigan, 1994.

VAXEVANIDIS, N. M.; MANOLAKOS, D. E.; PETROPOULOS, G. P. **Surface integrity and tribological behavior of plasma sprayed alumina coatings on steel and aluminum substrates**. Tribology in industry, 2004, 26.1&2: 42-47.

VILLARES METALS. **Aços para Trabalho a Quente – VH13ISO**. São Paulo, 2006.

WEGST, C. W. **STAHLSCHLÜSSEL**., 17. völlig neu bearbeitete und erweiterte. Auflage, 1995.

YH, L., et al. **Effect of mechanical vibration on the microstructure, impact toughness and thermal fatigue behavior of cast hot working die steel**. ISIJ i