

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO
CENTRO TECNOLÓGICO
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA**

CAMILA ZANGEROLAME SANTOS

**ESTUDO DA TENSÃO RESIDUAL ATRAVÉS DE DIFRAÇÃO
DE RAIOS X**

VITÓRIA
2010

CAMILA ZANGEROLAME SANTOS

ESTUDO DA TENSÃO RESIDUAL ATRAVÉS DE DIFRAÇÃO DE RAIOS X

Projeto de Graduação apresentado ao Corpo Docente do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Espírito Santo, como requisito parcial para obtenção do Título de Engenheiro Mecânico.

Orientador: Prof.Dr. Antônio Cesar Bozzi.

Co-orientador: Prof.Dr. Marcos Tadeu D'Azeredo Orlando.

VITÓRIA
2010

CAMILA ZANGEROLAME SANTOS

ESTUDO DA TENSÃO RESIDUAL ATRAVÉS DE DIFRAÇÃO DE RAIOS X

Projeto de Graduação apresentado ao Corpo Docente do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Espírito Santo, como requisito parcial para obtenção do Título de Engenheiro Mecânico.

Aprovado em _____ de Julho de 2010.

COMISSÃO EXAMINADORA

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho aos meus pais Manoel e Zeny pelo amor, apoio e compreensão e a minha irmã Emanuelle pela sua amizade e companheirismo.

AGRADECIMENTOS

Ao professor Antônio César Bozzi por sua orientação.

Ao professor Marcos Tadeu D'Azeredo Orlando por compartilhar seu conhecimento e auxiliar na realização deste trabalho.

Aos professores do curso de Engenharia Mecânica que contribuíram para o meu desenvolvimento profissional.

Aos funcionários Celina, Maria José, Yuri, Milton, Simone e Elani pelo apoio e amizade.

Aos meus pais Manoel e Zeny pelo amor, incentivo e compreensão.

A minha irmã Emanuelle pela sua ajuda indispensável.

A todos os colegas que contribuíram direta ou indiretamente para a realização deste trabalho.

A Deus, em especial, pelo seu amor e por mais esta realização.

RESUMO

As tensões residuais podem ser definidas como as tensões que permanecem em um material na ausência de forças externas. Os mecanismos geradores dessas tensões são de origem mecânica, química e/ou térmica. Quanto aos seus efeitos nos componentes, podem ser benéficas, caso forem compressivas ou deletérias, caso trativas.

Determinam-se essas tensões através de métodos mecânicos, não-lineares (técnicas ultra-sônicas e magnéticas) e lineares (difração de raios X e nêutrons). Alguns desses métodos são destrutivos e outros não-destrutivos. O método de difração de raios X inclui-se no último. Embora o termo medição de tensão tenha entrado em uso comum, essa é uma propriedade extrínseca que não é medida diretamente, então todos os métodos de determinação de tensão requerem medidas de algumas propriedades intrínsecas, como a deformação.

Para determinação da deformação pela técnica de difração de raios X, é preciso medir a razão da variação da distância interplanar com a distância interplanar livre de tensão, convertendo em tensão, segundo as equações derivadas da teoria da elasticidade linear, sendo a relação constitutiva, a lei de Hooke Generalizada, supondo um material isotrópico. Para isso, o ângulo de difração, 2θ , é medido experimentalmente, e assim, o espaçamento é calculado a partir do ângulo de difração e do comprimento de onda de raios X usando a lei de Bragg. Uma vez que os valores do espaçamento são conhecidos, o gráfico da deformação versus $\sin^2 \psi$ (ψ é o ângulo de inclinação) pode ser plotado, e com isso, calculada a tensão.

Este trabalho propõe-se a estudar as tensões residuais através de difração de raios X (enfatizando o método do pó), para materiais isotrópicos, abordando desde as suas características às equações para sua obtenção.

Palavras-chave: Tensão residual. Método de difração de raios X. Método do pó.

ABSTRACT

Residual stresses can be defined as the stresses that remain in a material in the absence of external forces. The mechanisms generating these stresses are of mechanical, chemical and / or heat origin. As for its effects on components, may be beneficial if they are compressive or deleterious, if are tensile.

These stresses are determined by mechanical, non-linear (ultrasonic and magnetic techniques) and linear (X-ray diffraction and neutron) methods. Some of these methods are destructive and other non-destructive. The method of X-ray diffraction is included in the final. Although the term stress measurement has come into common use, this is an extrinsic property that is not measured directly, then all methods of stress determination require action of some intrinsic properties such as deformation.

To determine the strain by the technique of X-ray diffraction, one must measure the ratio of variation in the distance interplanar with the interplanar distance free from tension, turning in tension, according to the equations derived from the theory of linear elasticity, and the constitutive relation, the Generalized Hooke's law, assuming an isotropic material. For this, the diffraction angle, 2θ , is measured experimentally, and so the spacing is calculated from the diffraction angle and wavelength of X-rays using the Bragg's law. Since the values of spacing are known, the graph of deformation versus $\sin^2 \psi$ (ψ is the angle of inclination) can be plotted, and with that, calculate the tension.

This work proposes to study the residual stresses by X-ray diffraction (emphasizing the powder method), for isotropic materials, addressing since their characteristics until the equations to obtain them.

Keywords: Residual stress. X-ray Diffraction. Powder method.

LISTA DE FIGURAS

| | |
|--|----|
| Figura 1 - Esquema do comportamento das tensões residuais nas vizinhanças de uma união por soldagem de chapas finas..... | 17 |
| Figura 2 - (a) Componente submetido a trabalho a frio, (b) distribuição das tensões residuais..... | 18 |
| Figura 3 - Superposição de um estado de tensões residuais e de um estado de tensões atuantes..... | 19 |
| Figura 4 - Surgimento de fissuras a quente na fundição de uma barra metálica..... | 22 |
| Figura 5 - (a) Um equipamento de jateamento, (b) Representação do efeito do impacto das esferas no jateamento..... | 23 |
| Figura 6 - Espectro Eletromagnético. [33]..... | 28 |
| Figura 7 - Modelo do átomo de Urânio 238. Possui 92 prótons, 146 nêutrons, elétrons por camada K=2, L=8, M=18, N=32, O=18, P=13, Q=1. [33] ... | 29 |
| Figura 8 - Formação do raio X e a transferência de energia no interior do átomo. [31] | 30 |
| Figura 9 - Tipos de radiação em função da mudança do elétron, de camada energética. [31]..... | 31 |
| Figura 10 - Esquema de uma seção de um tubo de raio X selado a vácuo. [33] | 32 |
| Figura 11 - Difração de raios X por planos atômicos (A-A' e B-B'). [34]..... | 34 |
| Figura 12 - Geometria Bragg-Brentano de um difratômetro de raios X, mostrando as diferentes fendas utilizadas..... | 37 |
| Figura 13 - Efeitos de esforços uniformes (compressivo e distensivo) e não uniformes sobre a estrutura cristalina. | 40 |
| Figura 14 - Deformação linear provocada por tensões normais..... | 43 |
| Figura 15 - Distorção em um elemento provocada por tensões de corte. | 44 |
| Figura 16 - Efeito de Poisson numa barra prismática sujeita à tensões normais. | 45 |

| | |
|--|----|
| Figura 17 - Definição dos ângulos em relação ao sistema de coordenadas da amostra DL, DN e DT..... | 49 |
| Figura 18 - Sistema de coordenadas do laboratório (Li) com relação ao sistema da amostra (Pi)..... | 49 |
| Figura 19 - Distâncias interplanares de grãos com diferentes orientações de um corpo isento de tensões. | 52 |
| Figura 20 - Estado plano de tensões..... | 53 |
| Figura 21 - Tensão compressiva em um material policristalino e isotrópico. | 54 |

LISTA DE SÍMBOLOS

| | |
|----------------------------|--|
| n | Número inteiro |
| λ | Comprimento de onda |
| θ | Ângulo de Bragg |
| d | Distância interplanar |
| ψ | Ângulo de giro da amostra |
| σ_{xx} | Tensão normal na direção xx |
| σ_{yy} | Tensão normal na direção yy |
| σ_{zz} | Tensão normal na direção zz |
| $\varepsilon_{\theta\psi}$ | Deformação residual definida pelos ângulos θ e ψ |
| σ_{θ} | Tensão residual na direção θ |
| $\sigma_{\theta\psi}$ | Tensão residual definida pelos ângulos θ e ψ |
| ν | Coefficiente de Poisson |
| d_0 | Distância interplanar para amostra sem deformação |
| $d_{\theta\psi}$ | Distância interplanar para amostra na posição θ, ψ |
| ε_{xx} | Deformação na direção xx |
| ε_{yy} | Deformação na direção yy |
| ε_{zz} | Deformação na direção zz |

SUMÁRIO

| | | |
|----------|---|-----------|
| 1 | INTRODUÇÃO | 13 |
| 2 | TENSÃO RESIDUAL..... | 16 |
| 2.1 | DEFINIÇÃO E TIPOS..... | 16 |
| 2.2 | EFEITO DAS TENSÕES RESIDUAIS SOBRE A VIDA DOS COMPONENTES MECÂNICOS | 18 |
| 2.3 | MECANISMOS GERADORES DE TENSÃO RESIDUAL | 19 |
| 2.3.1 | SOLDAGEM | 19 |
| 2.3.2 | TRATAMENTOS TÉRMICOS E TERMOQUÍMICOS DE ENDURECIMENTO SUPERFICIAL..... | 20 |
| 2.3.3 | FUNDIÇÃO..... | 21 |
| 2.3.4 | CONFORMAÇÃO MECÂNICA | 22 |
| 2.3.5 | PROCESSO DE JATEAMENTO DE GRANALHAS - SHOT PEENING | 22 |
| 2.4 | TÉCNICAS PARA MEDIÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS | 23 |
| 3 | MÉTODO DA DIFRAÇÃO DE RAIOS X | 27 |
| 3.1 | TEORIA DE DIFRAÇÃO DE RAIOS X..... | 27 |
| 3.1.1 | RAIOS X..... | 27 |
| 3.1.2 | LEI DE BRAGG | 33 |
| 3.2 | MÉTODO DO PÓ | 35 |
| 3.2.1 | INTRODUÇÃO..... | 35 |
| 3.2.2 | DIFRATÔMETRO DE RAIOS X..... | 36 |
| 3.3 | USO DO MÉTODO | 37 |
| 3.4 | DISTORÇÕES ANISOTRÓPICAS EM PICOS PADRÕES | 38 |
| 3.5 | ORIENTAÇÃO PREFERENCIAL | 39 |
| 3.6 | TENSÃO RESIDUAL..... | 39 |
| 4 | LEI DE HOOKE GENERALIZADA..... | 41 |
| 4.1 | RELAÇÕES CONSTITUTIVAS PARA MATERIAIS COM ELASTICIDADE LINEAR | 41 |
| 4.2 | LEI DE HOOKE GENERALIZADA PARA MATERIAIS ISOTRÓPICOS..... | 42 |

| | | |
|----------|---|-----------|
| 5 | EQUAÇÕES NO CÁLCULO DA TENSÃO RESIDUAL PARA MATERIAL ISOTRÓPICO..... | 48 |
| 5.1 | CÁLCULO DA TENSÃO RESIDUAL..... | 48 |
| 5.2 | TÉCNICA DO $\sin^2\psi$ OU DA MÚLTIPLA EXPOSIÇÃO..... | 54 |
| 6 | CONCLUSÃO..... | 56 |
| 7 | SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS..... | 57 |
| 8 | REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS | 58 |

1 INTRODUÇÃO

Quando um material sofre uma deformação plástica como, por exemplo, um metal que foi laminado [1], ocorre deslizamentos dos grãos, evoluindo para alongação na direção da laminação. A variação na forma de um dado grão é determinada não somente pelas forças aplicadas, mas também pelo fato de que cada grão está em contato com outros grãos. Por causa desta interação entre os grãos, um grão em uma amostra policristalina não está livre para deformar do mesmo modo que um monocristal sujeito à mesma deformação. O resultado desta restrição com seus vizinhos é que um grão deformado plasticamente em um agregado cristalino usualmente tem regiões da rede em condições de curvar ou torcer elasticamente ou um estado de tensão ou compressão. O termo tensão residual acentua o fato de que há um resquício da tensão depois que as forças externas foram removidas.

Os estados de tensão residual são grandes fontes de preocupação para os projetistas de todos os componentes de engenharia. As tensões residuais são facilmente introduzidas, mas são difíceis de serem aliviadas ou redistribuídas, sendo estes processos de alívio de tensões, principalmente para componentes grandes ou estruturas difíceis de transportar ou manusear, normalmente caros, incompletos e de risco, pois podem provocar deformações não desejadas nos componente. Como alternativa, as tensões residuais podem ser, freqüentemente, introduzidas intencionalmente nas peças, tendo como objetivo os seus aspectos positivos [2,3,4], tais como a introdução de tensões compressivas.

As tensões residuais podem surgir nos materiais devido aos diversos processos mecânicos, químicos e/ou térmicos, como, por exemplo, quando o material passa por processos de usinagem, e quando submetido a processos de tratamento térmico. É conhecido, também, que esta tensão pode ter um papel benéfico ou deletério, dependendo de sua magnitude, sinal e distribuição.

Apesar dos estudos dos efeitos destas tensões residuais (que se apresentam em um corpo sem que nele estejam agindo quaisquer forças externas) terem sido iniciados a mais de cem anos, somente ao final da década de trinta, com o

desenvolvimento das tecnologias de medição da difração de raios X e extensômetros, é que as técnicas experimentais alcançaram lugar, mas na prática estas tensões têm sido pouco monitoradas na fabricação ou em serviço. A medição, predição e controle da tensão residual são muito relevantes em se tratando da utilização dos componentes manufaturados. Isso se deve ao fato de que a tensão residual pode induzir à falha prematura, causando distorções e pequenas trincas na superfície da peça. Por outro lado, a tensão residual compressiva poderá melhorar as propriedades de um material [5]. Os métodos mais utilizados para a determinação da tensão residual são: os métodos mecânicos, os lineares e os não-lineares.

Os métodos mecânicos e os não-lineares (técnicas ultrassônicas e magnéticas) são limitados em sua aplicabilidade na determinação da tensão residual. Métodos mecânicos são limitados por não poderem ser checados repetidamente, por serem técnicas destrutivas, além disso, ele não possibilita avaliar as microtensões. Os métodos elásticos não-lineares estão sujeitos a maiores erros para uma orientação cristalográfica preferencial (textura), pois necessitam de uma amostra livre de tensão como padrão, diferente da amostra que está sendo investigada. Além disso, são geralmente inadequados para a determinação rotineira das tensões, e ainda, suas resoluções são menores que as obtidas pelos métodos de difração de raios X ou nêutrons. A técnica de medição de tensões residuais por difração de raios X possui uma posição particular por ser um método não destrutivo, permitindo a avaliação de tensões sem comprometer a integridade das peças ou componentes, porém, o tamanho da amostra está limitado ao tamanho do porta-amostra do equipamento de raios X.

Na medição da tensão residual por difração de raios X, a deformação na rede cristalina é medida e a tensão que produziu a deformação é calculada, assumindo-se que esta distorção é elástica e linear. Embora o termo “medição da tensão residual” seja de uso comum, a tensão é uma propriedade extrínseca [6], ou seja, não é diretamente mensurável, exigindo a medição de uma propriedade intrínseca como a força, área, ou deformação, e então, calcular a tensão associada.

Uma das técnicas mais utilizadas, entre as de difração de raios X, é o método do pó. Com os dados do difratograma, pode-se fazer o cálculo da tensão presente no material pelo deslocamento da posição dos picos de difração. O cálculo da

tensão residual por difração de raios X pelo método do pó está baseado na hipótese que as deformações sofridas na amostra são pequenas o suficiente, ou seja, há apenas variação na forma da amostra e não no volume. Seguindo o modelo de um sólido elástico isotrópico, onde a distribuição dos cristalitos é aleatória, a amostra ao sofrer deformação permanente continua isotrópica, conduzindo a um modelo de plasticidade ideal ou perfeita.

O objetivo deste trabalho é estudar a tensão residual através do método de difração de raios X, para um material isotrópico, regido pela lei de Hooke Generalizada. Para isto, serão abordados os tipos de tensões residuais, os mecanismos geradores, os seus efeitos sobre os componentes, dentre outros aspectos. Também será dada ênfase aos princípios de difração de raios X, bem como os métodos existentes e em especial a técnica a ser utilizada, o método do pó. Além disso, serão apresentadas as equações para o cálculo da tensão residual por meio deste método e ainda a técnica comumente utilizada (método $\sin^2 \psi$).

2 TENSÃO RESIDUAL

2.1 DEFINIÇÃO E TIPOS

Tensões residuais são as tensões existentes em um corpo sólido sem aplicação de forças externas (incluindo gravidade) ou gradientes térmicos. Todo sistema de tensões residuais está em equilíbrio e o somatório das forças resultantes e dos momentos produzidos é zero [7]. As tensões residuais são causadas por diversos mecanismos inerentes ao processo de materiais, como descrito por C. O. Ruud [8] e as origens podem ser vistas como, térmicas, químicas ou mecânicas. O valor máximo em módulo que as tensões residuais poderão chegar é o próprio limite de escoamento do material e combinando-se com outras tensões provocadas por efeitos externos, pode exceder o limite de resistência do material, provocando um colapso do mesmo [9].

Outra definição para tensão residual é que as mesmas podem ser ordinárias, ou seja, uma tensão trativa irá somar-se com outra tensão trativa, ou ainda, uma tensão trativa irá subtrair-se com outra tensão compressiva e vice-versa. As tensões residuais podem ser aliviadas aquecendo o material até uma temperatura a qual a tensão de escoamento do material é igual ou inferior às tensões residuais presentes no material, [10]. Ou seja, neste caso as tensões residuais irão causar deformações plásticas, escoamento do material e serão aliviadas. Porém, a tensão residual não causa apenas danos às estruturas, pois existem inúmeros processos cujo único objetivo é induzir tensões residuais benéficas (tensão de compressão), isso dependerá do sentido, intensidade e da distribuição das tensões residuais em relação às tensões aplicadas pelo carregamento de serviço.

A classificação mais comum das tensões residuais é quanto à área de abrangência, sendo tensões residuais [11]:

- Macroscópicas;
- Microscópicas;
- Sub-microscópicas.

As tensões residuais macroscópicas ou do tipo I são tensões que se estendem sobre grandes porções volumétricas quando comparadas com o tamanho de grão do material. As deformações originadas são praticamente uniformes para muitos grãos [12]. Os processos de deformação mecânica que causam deformações plásticas em camadas superficiais do material, tais como jateamento por granalhas, retificação, usinagem, e ainda as deformações de origem térmicas provocadas pelo tratamento térmico, causam tensões residuais desse tipo.

Um padrão típico de tensões residuais longitudinais macroscópicas encontrado em chapas finas soldadas está apresentado na Figura 1. Essas tensões residuais estão associadas com a ocorrência de deformação plástica não uniforme por efeitos térmicos. Tem-se o valor máximo de tensão trativa no cordão de solda e ocorre uma redução deste valor à medida que se afasta do cordão até que a tensão se torne compressiva, para manter o equilíbrio dos carregamentos internos, considerando-se que as tensões são constantes ao longo da espessura [13].

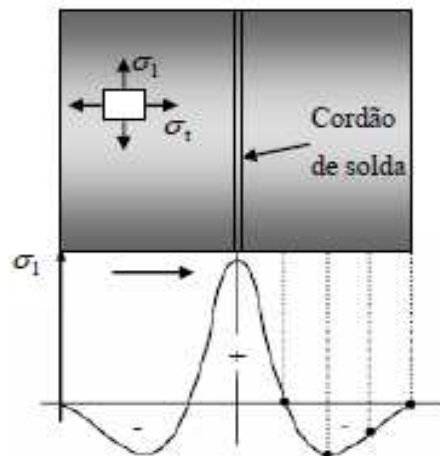


Figura 1 - Esquema do comportamento das tensões residuais nas vizinhanças de uma união por soldagem de chapas finas.

As tensões residuais microscópicas também chamadas do tipo II são formadas pela não homogeneidade da estrutura cristalina do material. Elas estão relacionadas ao balanço entre diferentes grãos ou fases presentes no material [9].

Conhecidas também como tensões residuais tipo III ou microtensões localizadas, as tensões residuais sub-microscópicas abrangem distâncias interatômicas, dentro de uma pequena porção de um grão. Ocorrem nos materiais

metálicos sujeitos a processos que produzam descontinuidades na rede cristalina, como vazios, impurezas, falhas de empilhamento, entre outros [14].

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

2.2 EFEITO DAS TENSÕES RESIDUAIS SOBRE A VIDA DOS COMPONENTES MECÂNICOS

Como citado anteriormente, as tensões residuais se somam às tensões de serviço de um componente mecânico, podendo sua presença ser prejudicial ou benéfica. Pode se considerar que uma sobrecarga que produza escoamento gera tensões residuais que são favoráveis às futuras cargas agindo na mesma direção da sobrecarga e desfavoráveis às cargas futuras agindo em direções opostas. Isto pode ser explicado pelo exemplo da Figura 2.

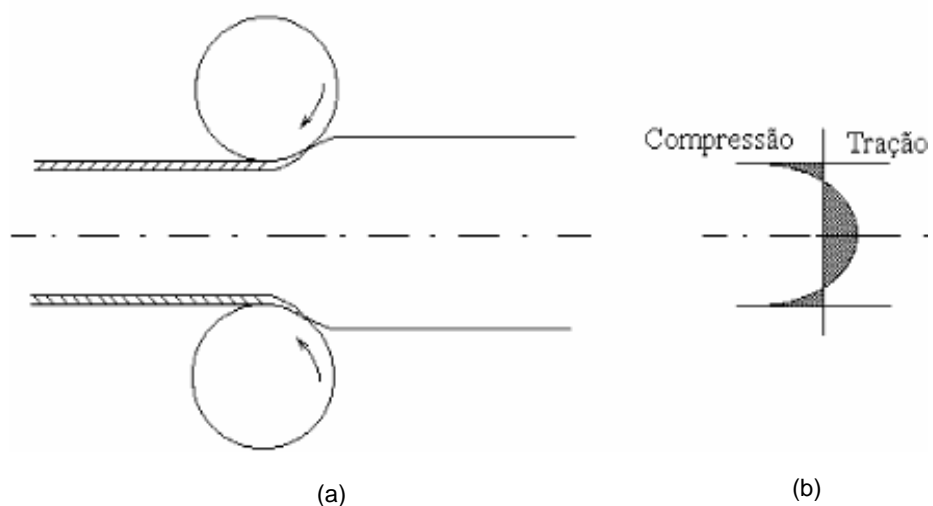


Figura 2 - (a) Componente submetido a trabalho a frio, (b) distribuição das tensões residuais

O componente que foi trabalhado a frio sofreu tração na sua superfície. O estado de tensões residuais resultante é compressivo. Assim, se a carga de serviço

for trativa, esta será diminuída na superfície pela presença das tensões residuais compressivas. Pelo contrário, se o carregamento de serviço for compressivo, este aumentará devido às tensões compressivas presentes. Na Figura 3 está apresentado um componente, no qual estavam agindo tensões residuais, compressivas na superfície e trativas no núcleo. As tensões de trabalho do componente são trativas. O estado final é ainda trativo, mas o valor da tensão foi sensivelmente diminuído. Este é um exemplo em que a presença de tensões residuais é benéfica. [15,42,43]

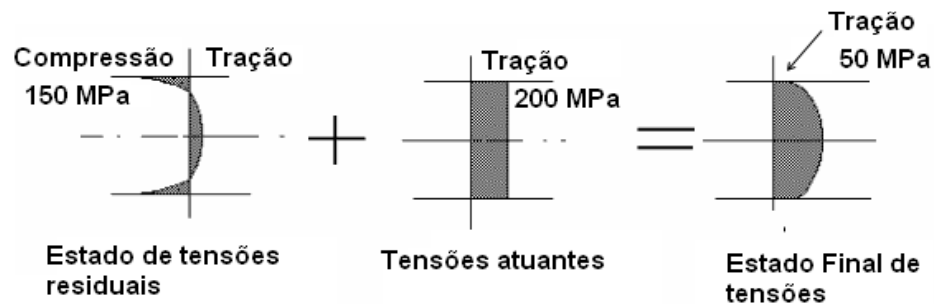


Figura 3 - Superposição de um estado de tensões residuais e de um estado de tensões atuantes

2.3 MECANISMOS GERADORES DE TENSÃO RESIDUAL

Como citado acima, praticamente todas as operações de manufatura podem provocar o aparecimento das tensões residuais. Assim, pode-se afirmar que estas podem ser provocadas devido a um ou mais motivos, que podem ser de origem [16]:

- Mecânica;
- Química; e/ou
- Térmica.

Alguns dos principais processos de fabricação geradores de tensões residuais estão apresentados a seguir.

2.3.1 SOLDAGEM

A contração no resfriamento de regiões diferentemente aquecidas e plastificadas durante a operação de soldagem normalmente representa a principal

fonte de tensões residuais no processo de soldagem. O processo é realizado em temperaturas nas quais o módulo de elasticidade e a resistência ao escoamento do metal tornam-se muito pequenos, facilitando o escoamento do metal que tende a se expandir com as altas temperaturas. Quando ocorre o resfriamento, o material recupera a sua rigidez sob temperaturas ainda altas e sob condições heterogêneas de temperatura, impedindo que a contração ocorra igual e livremente em todas as regiões. As tensões geradas podem ser da ordem do limite de escoamento do metal. No caso de um passe de solda, o material que resfria anteriormente também impede o novo material depositado de se contrair, produzindo neste, tensões residuais trativas. Para o caso da geração de tensões devido à transformação de fases na soldagem, as tensões surgem porque a transformação de fases da austenita para ferrita, bainita, perlita ou martensita, ocorre com aumento de volume [16]. Desta forma, o material da zona fundida e da zona termicamente afetada que sofre transformação de fase tende a se expandir e será impedido pela parte do metal fria e não transformada. A magnitude das tensões residuais no cordão de solda está relacionada com o grau de restrição que a estrutura mecânica oferece. Esta restrição geralmente é total na direção longitudinal dos cordões de solda.

2.3.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS E TERMOQUÍMICOS DE ENDURECIMENTO SUPERFICIAL

Dentre os tratamentos térmicos de endurecimento superficial destacam-se o processo de têmpera e os processos termoquímicos de carbonetação e nitretação.

Têmpera superficial

Este tratamento consiste no aquecimento superficial do aço até a região austenítica, seguido de um resfriamento brusco para produzir martensita. Isto aumenta a dureza na superfície do material, sem alterar de forma significativa a microestrutura do seu núcleo. A transformação de fase, efeitos térmicos e restrições mecânicas da região não modificada (núcleo) sobre a modificada (superfície) resultam em um estado de tensões compressivas na superfície da peça. Após o aquecimento, as peças devem ser resfriadas rapidamente, em óleo ou em água, por exemplo, por meio de imersão ou spray [17].

Carbonetação e Nitretação

O processo de carbonetação é realizado em aços de baixo carbono, geralmente até 0,25%C [18]. O aço é aquecido até temperaturas austeníticas em ambiente rico em carbono. Após a difusão dos átomos de carbono na superfície da peça promove-se um resfriamento acelerado (este tempo de resfriamento depende do aço utilizado) da peça, para gerar estrutura martensítica na superfície. Em peças de dimensões razoáveis, o seu núcleo tem uma taxa de resfriamento inferior à da superfície, ficando com uma microestrutura composta, predominantemente, por ferrita e perlita. Como o volume da martensita é maior que o da ferrita, originam-se tensões compressivas na superfície da peça. Porém, se a peça a ser carbonetada tiver dimensões reduzidas e um aço passível de têmpera, as taxas de resfriamento da superfície e do núcleo serão muito próximas, o que pode acarretar na geração de estrutura martensítica também no núcleo, o que daria margem à possibilidade do surgimento de tensões trativas na superfície [19].

O processo de nitretação, que consiste da formação de nitretos na superfície tratada, proporciona uma camada superficial de alta dureza e resistência ao desgaste. A nitretação é realizada em temperaturas entre 500 e 550°C (no máximo 650°) e não necessita de qualquer tratamento posterior, o que reduz muito a possibilidade de empenamentos ou trincamentos na peça, o que é uma preocupação na carbonetação [20]. O tratamento de nitretação está relacionado basicamente à mudança de volume. O volume dos nitretos formados na superfície é superior ao volume da ferrita, que predomina no restante da peça. Isto faz com que este processo gere tensões residuais compressivas na superfície.

2.3.3 FUNDIÇÃO

O resfriamento após um processo de fundição para solidificação é bastante complexo pelas particularidades de cada caso. A restrição que o molde oferece ao fundido pode influenciar de maneira decisiva o estado de tensões residuais resultantes e trazer sérias conseqüências, como fissuras a quente (Figura 4), por exemplo. Nessa figura, uma barra em forma de “I” resfria e solidifica-se sofrendo

restrição do molde ao tentar contrair-se, gerando fissuras na junção do corpo longitudinal com as extremidades [19].

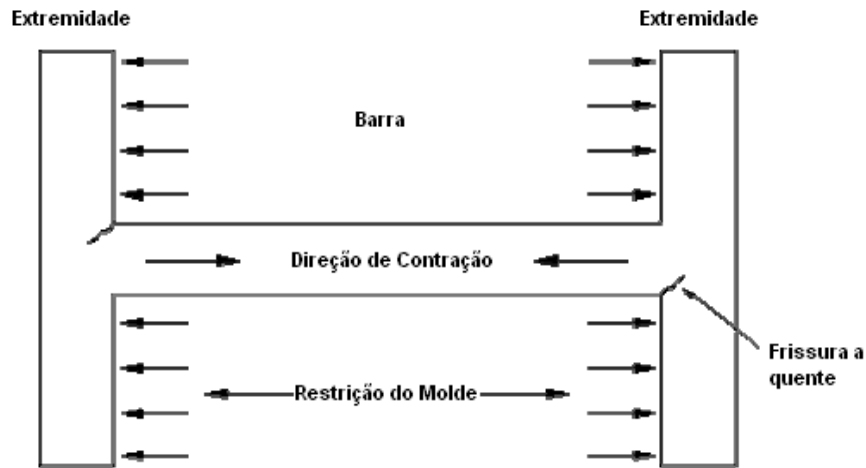


Figura 4 - Surgimento de fissuras a quente na fundição de uma barra metálica.

2.3.4 CONFORMAÇÃO MECÂNICA

Processos de conformação mecânica como laminação, dobramentos, extrusão, têm como principal mecanismo de geração de tensões residuais a heterogeneidade das deformações plásticas entre as várias regiões dos componentes, por exemplo, suas regiões centrais e superficiais. A Figura 2 mostra o estado de tensões residuais de uma barra laminada a frio. Quando as cargas do processo são aliviadas, no esforço de manter a seção transversal da barra plana, as fibras centrais do material, que escoaram menos, tendem a voltar para o seu comprimento inicial e forçam as fibras externas a se encurtarem mais do que elas desejariam, pois como escoaram mais elas se acomodariam a um comprimento maior que o inicial. Assim, são geradas tensões compressivas na superfície e tensões trativas na região central da peça como reação das fibras externas ao esforço das fibras centrais em retornarem ao comprimento inicial.

2.3.5 PROCESSO DE JATEAMENTO DE GRANALHAS - SHOT PEENING

O processo consiste no jateamento de várias pequenas esferas contra a superfície da peça a ser tratada, como apresentado na Figura 5(a). Com o impacto, a região atingida deforma-se plasticamente por achatamento, alongando-se no plano da superfície. A superfície é então comprimida pelas regiões abaixo da superfície, que não sofreram influência do impacto, como mostrado na Figura 5(b). Esse processo normalmente é realizado em um equipamento fechado, devido ao espalhamento das esferas utilizadas, que atingem e retornam da superfície tratada.

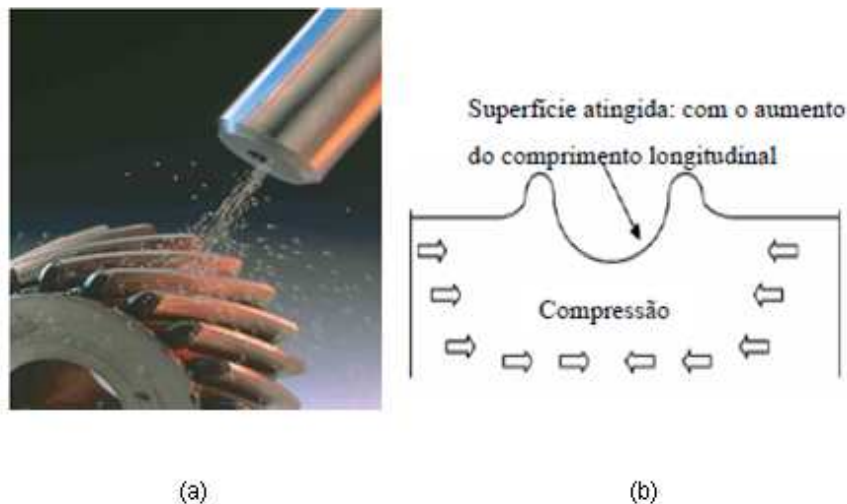


Figura 5 - (a) Um equipamento de jateamento, (b) Representação do efeito do impacto das esferas no jateamento.

2.4 TÉCNICAS PARA MEDIÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS

A partir do conhecimento dos efeitos da tensão residual sobre os materiais tornou-se indispensável o seu monitoramento em inúmeros componentes. Para isso, tornou-se necessário acelerar o desenvolvimento de aparelhos e técnicas de medida que atendam as exigências dos laboratórios de pesquisa e da indústria.

Existem vários métodos disponíveis para a determinação da tensão residual nos materiais. Essas técnicas podem ser divididas em [10]:

- a) Destrutivas;
- b) Não destrutivas.

É importante ressaltar que todos esses métodos medem a deformação, ou alguma outra propriedade do material que é afetada pela presença da tensão residual.

- a) As principais técnicas destrutivas incluem medidas que se baseiam na eliminação do estado de equilíbrio das tensões residuais macroscópicas, no ponto ou região de medida, através de corte ou remoção por ataque químico que promovem sua relaxação. O método envolve inicialmente a colocação criteriosa de extensômetros padrões, no componente em que se deseja medir as tensões residuais. É então medida a deformação macroscópica provocada pela remoção, por corte ou ataque químico, de material tensionado. A esta remoção de material, acompanha uma relaxação. A variação de tensões causada por esta relaxação é determinada através da teoria da elasticidade, utilizando-se para tal, as equações de compatibilidade e equilíbrio para o cálculo das tensões residuais.

Muitas dessas técnicas destrutivas de extensometria e seccionamento, no entanto, são limitadas às aplicações de laboratório em corpos de prova cilíndricos ou planos e muitas vezes não são facilmente adaptáveis a equipamentos reais [21].

Os principais métodos destrutivos são o método do seccionamento, método de retirada das camadas e o chamado método do furo cego. Estes métodos mecânicos medem somente as tensões residuais de tipo I, de macrotensões residuais [22].

- b) Os métodos não destrutivos são capazes de medir tensões sem relaxação e os principais deles são: o método ultra-sônico, método magnético, o método da difração de nêutrons e o método da difração de raios X. Estes métodos medem sem distinção as tensões residuais de tipo I, II e III existentes no componente, ou seja, as micro e macro tensões residuais.

Na técnica do furo cego, um pequeno furo é usinado na região de estudo. Ao furar esta região inicia-se uma deformação provocada pelo alívio de tensões devido

a esta usinagem. Através de equações da teoria da elasticidade relacionam-se estas deformações com as tensões residuais.

A remoção de camadas é uma técnica aplicada em componentes planos usinando-se quimicamente as camadas superficiais do componente. Ao se remover as camadas do material onde há tensões residuais, o equilíbrio estático é perturbado instantaneamente e este equilíbrio só é restabelecido na mudança de forma do componente.

O seccionamento é uma técnica similar à técnica de remoção de camadas. As tensões residuais são obtidas pela medição da abertura da chapa. Através de extensômetros é possível medir tanto a deflexão quanto a deformação.

A técnica de difração de raios X é aplicada com o objetivo de medir as distâncias interplanares, e com isso, calcular as tensões presentes, pois a presença de um estado de tensões provoca a deformação elástica variando o espaço entre os planos cristalinos e a orientação destes planos, isso é verificado através da Lei de Bragg.

A técnica de difração por nêutrons tem o mesmo princípio básico da difração de raios X que é medir a distância interplanar causada pela presença de tensões. A diferença entre a difração de raios X e a difração de nêutrons é que na última os nêutrons penetram mais profundamente a amostra. E, também, a técnica de difração de nêutrons utiliza um equipamento caro e sofisticado que é o acelerador de partículas, que atua como fonte de nêutrons.

A técnica ultra-sônica baseando-se nos mesmos princípios e equipamentos comerciais que são utilizados na detecção de trincas e descontinuidades mede indiretamente o nível de tensões residuais através diferença de velocidades entre duas ondas cisalhantes polarizadas ortogonalmente que se propagam ao longo do material tensionado e pela obtenção da constante acustoelástica do mesmo material.

Não é o objetivo desse trabalho, entrar em detalhes a respeito de todos os métodos disponíveis para a determinação da tensão residual. As principais características dos métodos mais utilizados podem ser comparadas através da Tabela 1, e maiores detalhes sobre cada um deles podem ser obtidos na referência

10. Atualmente o método mais utilizado na determinação da tensão residual é a difração de raios X, e este é o método que será abordado neste trabalho.

Tabela 1 – Principais características dos métodos para medição de tensões residuais - Fonte [10].

| Técnica | Furo-cego | Deflexão | Seccionamento | Difração de Raios X | Difração de Nêutrons | Ultra-som | Magnética |
|---|--|--|--|--|---------------------------------------|--|--|
| Hipóteses Básicas | Tensões biaxiais uniformes | - | Campo tridimensional de tensões | Material isotrópico, homogêneo, policristalino e de granulometria fina | Material homogêneo e policristalino | Material isotrópico, homogêneo, policristalino e de granulometria fina | - |
| Tipo de tensão residual analisado | Tipo I | Tipo I | Tipo I | Tipo I e Tipo II ou Tipo III | Tipo I e Tipo II | Tipo I + Tipo II + Tipo III | Tipo I + Tipo II + Tipo III |
| Informação obtida na medição | Deformação superficial ou deslocamento | Deformação ou deflexão | Deformação superficial ou deslocamento | Variação das distâncias interplanares | Variação das distâncias interplanares | Variação na velocidade de propagação de ondas ultrassônicas | Amplitude do ruído de Barkhausen ou Permeabilidade magnética |
| Porção mínima de material analisado | 0,5 mm ² | 1000 mm ² se for medida a deflexão e 100mm ² se for a deformação | 100 mm ² | 0,5 mm ² | 4 mm ² | De 0,1 mm ² para a técnica das frequências altas e 30 mm ² para a técnica convencional | 1 mm ² para o método do ruído de Barkhausen e 100 mm ² para o método de permeabilidade magnética |
| Profundidade Mínima | 20 µm | 20 µm | 1 a 2 µm | Até dezenas de microns | 1 mm | 15 µm até 300 µm | 100 µm |
| Custo do equipamento (US\$) | 10000 a 50.000 | 1000 | 15000 | 10000 a 200000 | Algumas centenas de milhões | 40000 a 200000 | 40000 a 200000 |
| Portabilidade | Sim | Não | Sim | Sim | Não | Sim | Sim |
| Tempo médio para obter a primeira medição e estabelecer um perfil de tensões, respectivamente | 40 min. e 2 horas | 30 min. e 8 horas | 40 min. E entre 5 e 20 horas | 20 min. e 8 horas | 2 horas e uma semana | Alguns minutos e 20 minutos | Instantaneamente e 10min. |
| Incerteza em situações normais | ± 20MPa | ± 30MPa | ± 10MPa | ± 20MPa | ± 30MPa | 10 a 20 Mpa | 10 a 20 MPa |
| Profundidade de inspeção | 0,02 a 15 mm | 0,1 a 3 mm | Todas acima de 1 mm | 1 a 50 µm | 2 a 50 mm | 0,015 a 3 mm | 0,1 a 1 mm |

3 MÉTODO DA DIFRAÇÃO DE RAIOS X

A aplicação da medição da tensão por difratometria de raios X (DRX) em problemas práticos de engenharia teve início em meados do século passado. O advento dos difratômetros e o desenvolvimento dos modelos de estado plano de tensão permitiram a aplicação em aços temperados [23]. No final da década de 1970, a medição de tensão residual por DRX estava rotineiramente aplicada nas indústrias nuclear e aeronáutica, envolvendo fadiga e corrosão sob tensão das ligas de Ni, Ti, bem como Al e aços. Atualmente, as medições são executadas rotineiramente em cerâmicas, compostos intermetálicos e, virtualmente, qualquer material cristalino de grão fino.

Esta técnica tem como princípio a medição do espaçamento entre planos da rede cristalina dos materiais, através do uso de feixes estreitos de raios X. Por meio da técnica de difração de raios X, a deformação causada na superfície é obtida pela razão da variação da distância interplanar livre de deformação, convertida em tensão, segundo as equações derivadas da teoria da elasticidade [24], ou seja, a variação do retículo cristalino induzida pela presença de tensões. É medida com base na Lei de Bragg e as tensões são calculadas assumindo-se que a distorção ocorre no regime linear elástico. Como dito anteriormente, é uma técnica não destrutiva que devido à forte absorção dos raios X pela matéria, é limitada às camadas superficiais onde estes percorrem distâncias da ordem de 10 μ m.

3.1 TEORIA DE DIFRAÇÃO DE RAIOS X

3.1.1 RAIOS X

Os raios X foram descobertos em 1895 pelo físico alemão Wilhelm Conrad Röntgen e recebeu esse nome devido a sua natureza ser desconhecida naquele momento. Uma semana após sua descoberta, Röntgen produziu uma radiografia da mão esquerda de sua esposa e a apresentou ao professor Ludwing Zehnder do

Instituto de Física da Universidade de Freiburg. Essa radiografia despertou grande interesse na comunidade científica por essa nova forma de radiação. Em março de 1896, o professor Henrique Morise da Escola Politécnica do Rio de Janeiro produziu as primeiras radiografias no Brasil. Diferente da luz comum, esses raios eram invisíveis, mas viajavam em linha reta e afetavam filmes fotográficos da mesma maneira que a luz. Por outro lado, eles eram muito mais penetrantes do que a luz e podiam facilmente passar através do corpo humano, madeira, peças finas de metal e outros objetos “opacos”. Mesmo sem o entendimento necessário sobre os possíveis efeitos nocivos que os raios X poderiam ter; rapidamente os físicos passaram a utilizá-lo e pouco depois, também os engenheiros, que queriam estudar a estrutura interna dos objetos opacos. Colocando um emissor de raios X de um lado do objeto e um filme fotográfico do outro, uma imagem de sombra, ou radiográfica, podia ser produzida; a parte menos densa do objeto deixava passar quantidades maiores de radiação X que a parte mais densa. Dessa maneira, podia-se localizar facilmente a fratura em um osso quebrado ou a posição de uma trinca em uma peça de metal [25,26,27,28,29,30]. Hoje, sabe-se que o raio X possui elevada energia (alta frequência) e curtos comprimentos de onda (0,01 a 10 nm), e ocorre na região do espectro eletromagnético compreendido entre o ultravioleta e raios gama, Figura 6. Como toda radiação eletromagnética, o raio X, dependendo da situação, pode ser considerado como onda de certo comprimento ou partícula de energia [31,32].

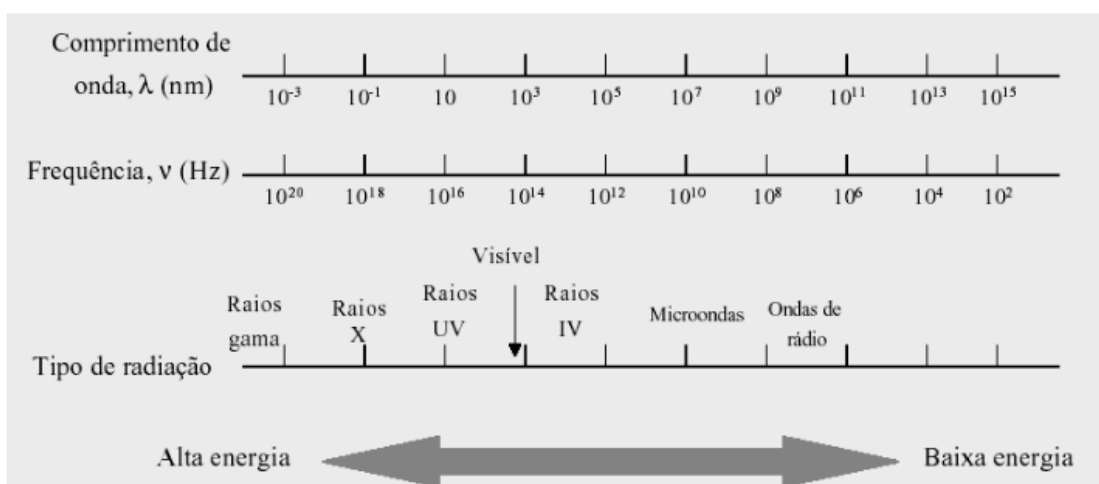


Figura 6 - Espectro Eletromagnético. [33]

Os elétrons de um átomo ocupam órbitas específicas em relação ao seu núcleo, conhecidas como níveis energéticos ou camadas energéticas. Por

convenção, a camada mais próxima do núcleo é denominada “camada K”, e em seqüência, vem as camadas L, M, N, O, P e Q, a mais afastada do núcleo. As camadas também representam os diferentes níveis de energia dos elétrons. Dessa forma, os elétrons contidos na camada K possuem menos energia que os da camada L, que por sua vez, possuem menos energia que os da camada M, e assim por diante, Figura 7. [31,32]

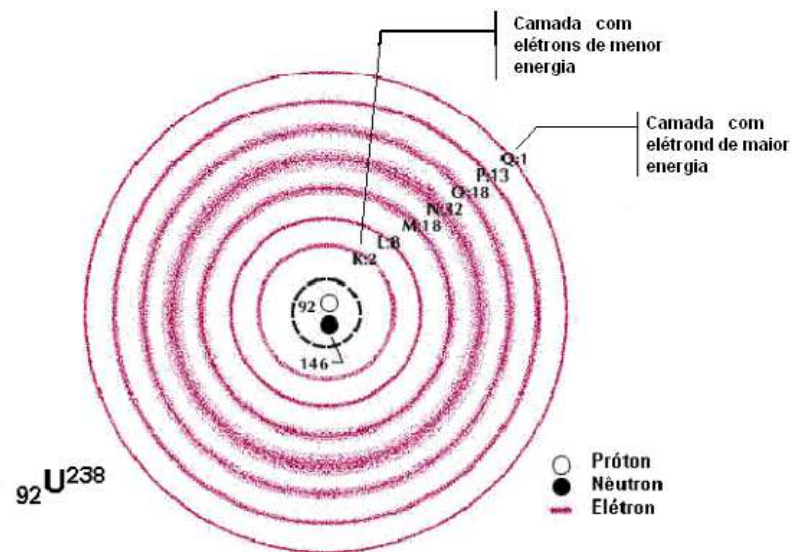


Figura 7 - Modelo do átomo de Urânio 238. Possui 92 prótons, 146 nêutrons, elétrons por camada K=2, L=8, M=18, N=32, O=18, P=13, Q=1. [33]

O elétron-volt (eV) é a unidade utilizada para caracterizar as energias das radiações X e as dos elétrons nos seus diferentes níveis de energia no átomo, e representa a variação de energia de um elétron quando acelerado num campo de 1 volt (1 kilo elétron-volt = 1 keV = 1000 eV), [31]. Quando, elétrons com alta energia atingem um átomo, elétrons são ejetados de suas camadas. Como os elétrons sempre procuram se posicionar na camada de menor energia, os elétrons das camadas superiores são transferidos imediatamente para as camadas inferiores, que tiveram seus elétrons ejetados. Para que o equilíbrio eletrônico da camada receptora seja mantido, os elétrons durante o deslocamento perdem energia, emitindo radiação X. Para que o elétron seja ejetado, é necessário que a energia atuante sobre ele seja pouco maior que a da própria linha de raio X emitida. As mudanças de níveis energéticos também podem ser provocadas por outros fótons X. Quando os elétrons orbitais são redistribuídos, têm-se diferentes radiações X

características, dependendo da órbita de origem e da final. A energia dos fótons X depende da diferença de energia da órbita inicial e final, e do salto de energia entre uma e outra, Figura 8, [31,32].

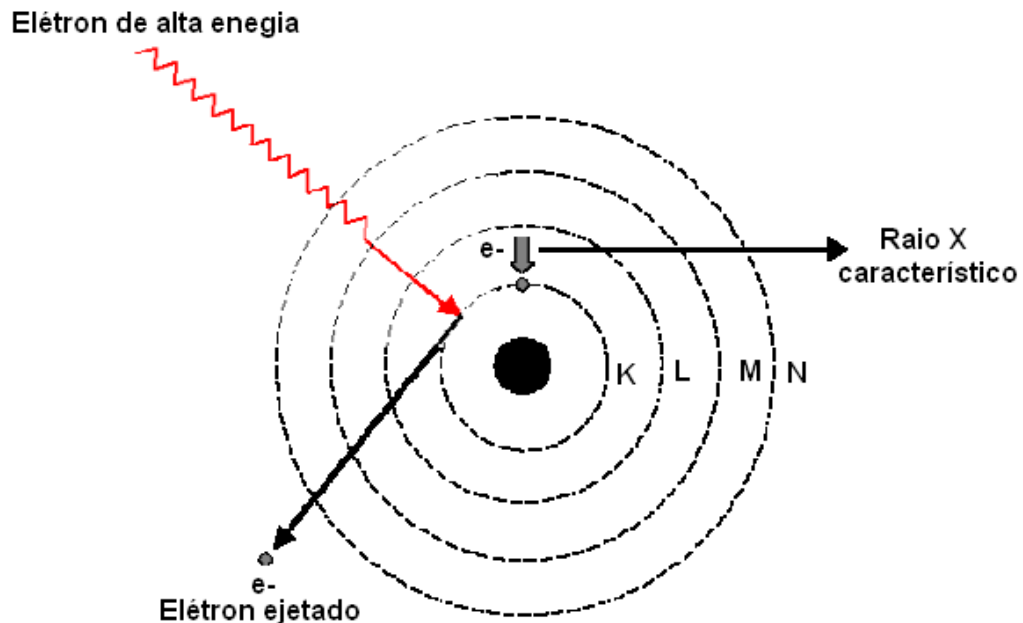


Figura 8 - Formação do raio X e a transferência de energia no interior do átomo. [31]

Para identificar os tipos de raios X que podem ser gerados, criou-se uma notação freqüentemente utilizada na discussão de espectros de raios X. O raio X é primeiramente nomeado com a letra que representa a camada de onde o elétron foi ejetado. Assim, um raio X criado a partir de uma vacância na camada K é denominado como raio X K, uma vacância na camada L origina um raio X L. Depois, ele é identificado pela distância do salto do elétron. Uma vacância preenchida por elétron pertencente a uma camada adjacente é identificada pelo termo α . Se a distância do salto do elétron for de duas camadas, o termo usado é β , e se forem três camadas, o termo é γ . Então, um elétron saltando da camada L para a K, criará um raio X $K\alpha$; se for da camada N para L, criará um raio X $L\beta$, Figura 9, [32].

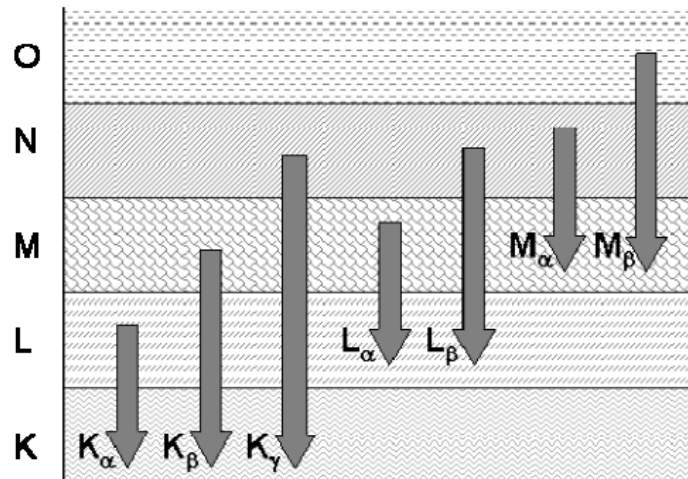


Figura 9 - Tipos de radiação em função da mudança do elétron, de camada energética. [31]

Os comprimentos de onda das linhas de raio X diminuem, ou seja, aumentam sua frequência e energia, quando o número atômico dos elementos aumenta. Os elementos chamados leves, de número atômico pequeno, possuem energias menores que correspondem a maiores comprimentos de onda. Radiações de elementos de número atômico maiores são chamadas pesadas ou duras. Os elementos, de número atômico maiores são chamados pesados porque eles possuem mais níveis eletrônicos e maior série de limites de absorção K, L, M, etc. Os raios X característicos de cada elemento são expressos, geralmente, em termos de energia, em KeV, [31]. A energia das linhas K aumenta com o número atômico segundo a relação:

$$E(\text{KeV}) = h\nu \quad (1)$$

$$\nu = \frac{c}{\lambda} \quad (2)$$

Onde:

E = energia do raio X.

λ = comprimento de onda do raio X.

ν = frequência do raio X.

c = velocidade da luz $\approx 3,0 \times 10^8$ m/s.

h = constante de Planck = $6,6262 \times 10^{-34}$ joule x seg.

Combinado as equações 1 e 2 e substituindo c e h pelos valores dados:

$$\lambda = \frac{hc}{E} = \frac{12,396}{E} (\text{Å}) \quad (3)$$

Os relacionamentos descritos nas equações acima são utilizados para identificar e caracterizar o raio X em análise de elementos, [32].

Em um difratômetro, o raio X é originado dentro do componente chamado tubo de raio X. Nele, os elétrons são produzidos pelo filamento de tungstênio (catodo) e são acelerados contra o alvo metálico (ânodo). A aceleração dos elétrons ocorre devido à grande diferença de potencial existente entre o ânodo que é mantido aterrado (+) e o catodo (-), que é da ordem de 30000 a 50000 volts. A maior parte da energia cinética dos elétrons que atinge o alvo é dissipada em forma de calor, que é retirado pela água do sistema de arrefecimento. Ao redor do filamento de tungstênio existe a caneca de foco, por onde também está passando à mesma corrente elétrica do filamento, a sua função é repelir os elétrons e focalizá-los em uma pequena área no centro do alvo. O raio X é emitido em todas as direções e escapa do tubo por duas ou três janelas. Como as janelas têm dupla função que é manter a integridade do vácuo e ainda ser transparente ao raio X, elas são fabricadas de berílio, por possuir elevado ponto de fusão (1287°C) e extremamente permeável ao raio X. A sua espessura é de apenas 0,25 mm, contudo deve ser manuseado com muito cuidado por ser um material cancerígeno, Figura 10, [27].

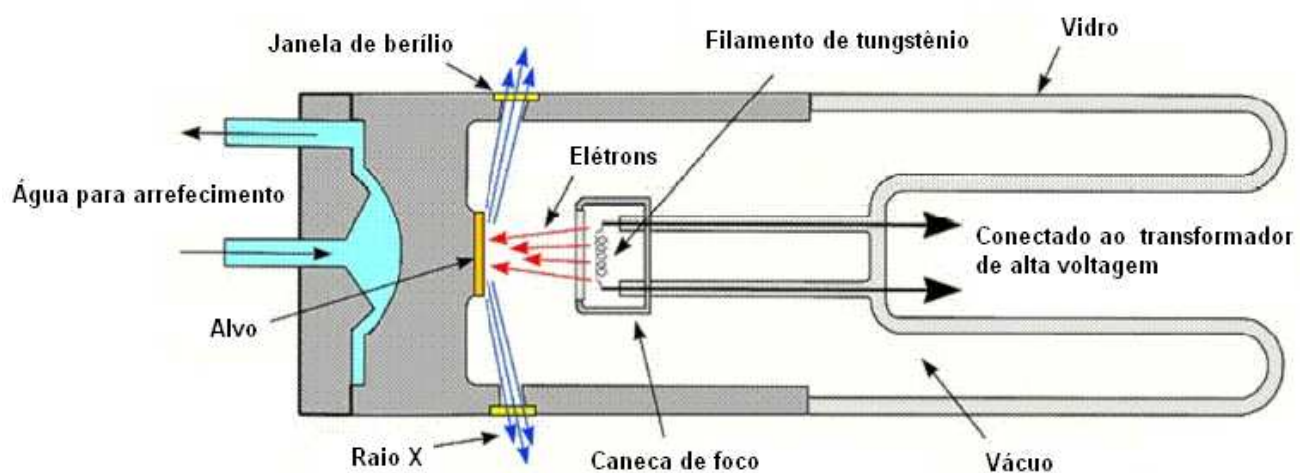


Figura 10 - Esquema de uma seção de um tubo de raio X selado a vácuo. [33]

O raio X gerado pelo tubo tem o comprimento de onda característico do material utilizado como alvo. Dessa forma, o comprimento de onda pode ser alterado de acordo com a necessidade, apenas trocando o tubo de raio X. Os materiais comumente utilizados como alvos são: molibdênio (Mo), cobre (Cu), cobalto (Co), ferro (Fe) e cromo (Cr). Os comprimentos de onda das radiações geradas por esses materiais estão descritos na Tabela 2, [27].

Tabela 2 - Comprimento de onda das radiações mais utilizadas em difração de raios X (em Angstrom). [28]

| Elementos | $K\alpha^*$ | $K\alpha_2$ (forte) | $K\alpha_1$ (muito forte) | $K\beta_1$ (fraca) |
|-----------|-------------|------------------------|------------------------------|-----------------------|
| Cr | 2,293606 | 2,29100 | 2,28970 | 2,08487 |
| Fe | 1,937355 | 1,939980 | 1,936042 | 1,75661 |
| Co | 1,790260 | 1,792850 | 1,788965 | 1,62075 |
| Cu | 1,541838 | 1,544390 | 1,540562 | 1,392218 |
| Mo | 0,701030 | 0,713590 | 0,709300 | 0,632288 |

3.1.2 LEI DE BRAGG

Quando um metal está tensionado, as deformações elásticas se manifestam na rede cristalina dos grãos individuais. A tensão aplicada externa ou residual, quando menor que o limite de escoamento, é tomada como uma deformação no plano interatômico. As técnicas de difração de raios X são capazes de medir estes espaçamentos interatômicos, os quais são indicativos das macrotensões a que o metal está submetido. Os valores da tensão são obtidos destas deformações elásticas nos cristais por meio do conhecimento das constantes elásticas do material e assumindo-se que estas tensões são proporcionais à deformação. Os mais importantes parâmetros envolvidos na mecânica da difração de raios X são descritos pela lei de Bragg. Esta lei pode ser facilmente demonstrada se assumirmos que um feixe de raios X, paralelos, monocromáticos e coerentes, com um comprimento de onda λ , incide em dois planos com um ângulo θ , como mostrado na Figura 11. Dois raios neste feixe, identificados por 1 e 2, são espalhados pelos átomos P e Q. A interferência construtiva 1' e 2' ocorre quando o raio é espalhado, também, com um

ângulo θ e a diferença entre os caminhos percorridos por 1-P-1' e 2-Q-2', isto é, SQ e QT, for igual a um valor inteiro n de comprimento de onda, que é a condição para a difração.[34]

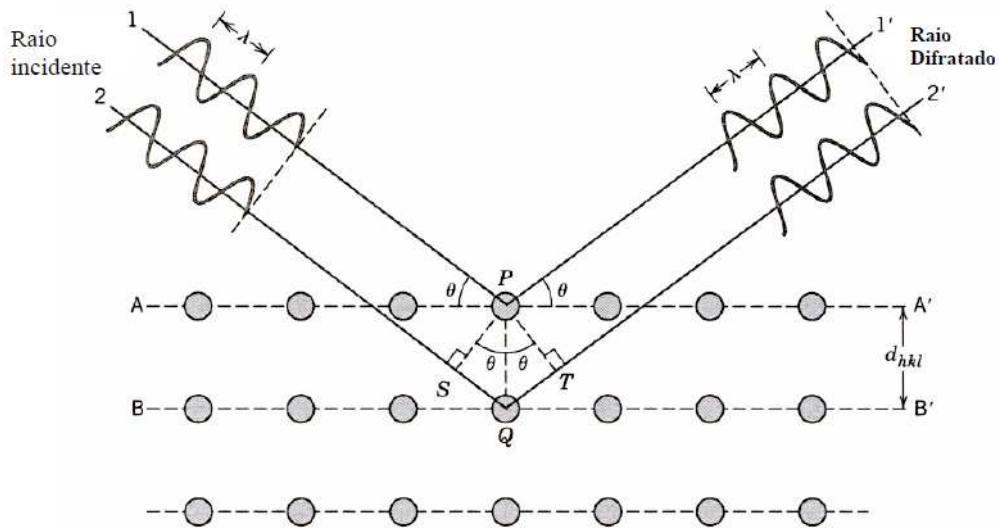


Figura 11 - Difração de raios X por planos atômicos (A-A' e B-B'). [34]

$$n \lambda = \overline{SQ} + \overline{QT} \quad (4)$$

Como

$$\overline{SQ} = \overline{QT} \quad (5)$$

$$\overline{SQ} = d_{hkl} \sin \theta \quad (6)$$

Então:

$$n \lambda = 2 d_{hkl} \sin \theta \quad (7)$$

Onde:

$n = n^\circ$ inteiro

λ = comprimento de onda da radiação difratada

d_{hkl} = espaçamento dos planos atômicos

θ = ângulo de Bragg

Nesta equação, n é a ordem de reflexão, a qual deverá ser um número inteiro consistente com o $\sin \theta$. Assim, tem-se uma expressão simples relacionando o

comprimento de onda do raio X com a distância interplanar e o ângulo do feixe difratado.

Para que a lei de Bragg seja satisfeita podemos variar tanto λ quanto θ durante o experimento. A maneira como estas quantidades são variadas distingue os três principais métodos de difração de raios X, mostrados na Tabela 3. [35]

Tabela 3 - Métodos de difração.

| Método | λ | θ | Exemplo de aplicação |
|--------------------|-----------|----------|---|
| Laue | Variável | Fixo | Determinação da orientação e qualidade do cristal |
| Rotação do cristal | Fixo | Variável | Determinação de estruturas desconhecidas |
| Pó | Fixo | Variável | Determinação de parâmetros de rede |

Devido à aplicação, será enfatizado neste trabalho o método do pó.

3.2 MÉTODO DO PÓ

3.2.1 INTRODUÇÃO

Este método foi desenvolvido [35] pelo cientista holandês P. Debye e pelo suíço P. Sherrer, em 1916, e, independentemente, pelo norte-americano A. Hull em 1917. É utilizada uma amostra reduzida a pó que se coloca no centro de uma câmara cilíndrica, no trajeto de raios X monocromáticos. O pó é, habitualmente, colocado dentro de um pequeno tubo de material amorfo e a montagem é normalmente giratório. O tempo de exposição aos raios X depende de vários fatores, designadamente, das dimensões da câmara e da abertura de entrada do feixe incidente e ainda da composição da amostra.

Quando o feixe monocromático de raios X incide no pó cristalino, dada a distribuição aleatória dos inúmeros pequenos grãos, qualquer plano reticular assume

todas as orientações possíveis, relativamente ao feixe incidente. Desse modo, ocorre sempre uma incidência segundo um ângulo tal que satisfaça a condição de Bragg. Com outras palavras, é possível registrar todas as direções hkl estruturalmente possíveis, desde que suficientemente intensas.

Em conseqüência da distribuição estatística das diferentes orientações assumidas por um dado plano reticular, verifica-se que sempre existe um desses planos em condições de refletir a radiação incidente. Assim, em termos de rede recíproca, a pulverização do cristal corresponde a uma rotação dos nós recíprocos em torno da origem, de modo que cada um deles define uma superfície esférica: o espaço recíproco deixa de ser uma simples distribuição triperiódica de pontos para se transformar num conjunto de superfícies esféricas concêntricas. As interseções destas superfícies pela esfera de Ewald são circunferências, cujos centros se situam ao longo da direção do feixe de raios X incidentes. Essas circunferências correspondem às observadas no diagrama de pó, pois cada um dos seus pontos define um centro da esfera de Ewald em uma direção de máximo de difração.

3.2.2 DIFRATÔMETRO DE RAIOS X

Os difratômetros de raios X disponíveis no mercado são dominados pela geometria parafocal Bragg-Brentano; seu arranjo geométrico básico pode constituir-se de um goniômetro horizontal (θ - 2θ) ou vertical (θ - 2θ ou θ - θ). Outras configurações, mais sofisticadas e específicas para estudos na área de ciências de materiais e de monocristais, podem ser também encontradas.

Para a geometria θ - 2θ (Figura 12), o goniômetro, acoplado aos acessórios de recepção do feixe difratado, move-se (H) com velocidade angular (2θ /passo) sobre o eixo P e rotaciona a amostra (P) com metade desta velocidade angular (θ /passo). O raio do círculo do goniômetro é fixo, apresentando iguais distâncias do tubo gerador de raios X à amostra e da amostra à fenda de recepção "D" ($LP = PD$). O plano do círculo focal contém os raios, incidente e difratado, isto é, a fonte, a amostra e a fenda de recepção.

A partir da fonte, os raios X atravessam a fenda Soller ou colimadores paralelos (G), a fenda de divergência (B) e irradiam a superfície da amostra (C). Os raios difratados em determinado ângulo 2θ convergem para a fenda de recepção (D). Antes ou depois da fenda de recepção pode ser colocado um segundo conjunto de colimadores (E) e uma fenda de espalhamento (F). Um monocromador do feixe difratado pode ser colocado após a fenda de recepção, na posição da fenda de espalhamento.

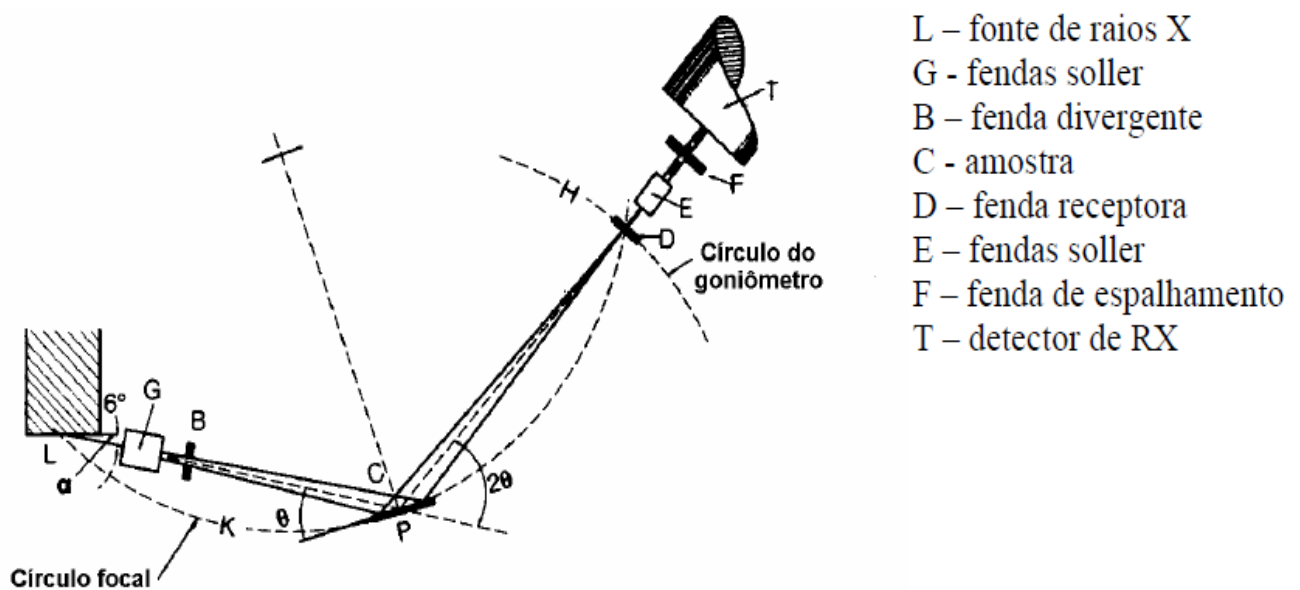


Figura 12 - Geometria Bragg-Brentano de um difratômetro de raios X, mostrando as diferentes fendas utilizadas.

3.3 USO DO MÉTODO

Abaixo [36] estão listados alguns usos específicos do método:

- Identificação de fases em materiais minerais, químicos, cerâmicos ou outros materiais de engenharia;
- Identificação de múltiplas fases em misturas cristalina;
- Determinação da estrutura cristalina de materiais;

- Identificação e análise estrutural de minerais;
- Reconhecimento de materiais amorfos em misturas cristalinas;
- Análise da estrutura cristalográfica e cálculo da célula unitária em materiais cristalinos;
- Determinação quantitativa da soma de diferentes fases em misturas pelo cálculo das proporções dos picos;
- Determinação quantitativa de fases por refinamento "whole-pattern";
- Determinação do tamanho do cristalito pela análise da largura dos picos;
- Determinação da forma do cristalito pelo estudo da simetria dos picos;
- Estudo da expansão térmica em estrutura cristalina usando equipamento aquecimento "insitu".

3.4 DISTORÇÕES ANISOTRÓPICAS EM PICOS PADRÕES

Os materiais policristalinos [37] são constituídos de pequenos cristais, denominados grãos ou cristalitos, os quais são separados uns dos outros por fronteiras denominadas contornos de grão.

Cada grão em um agregado policristalino tem orientação cristalográfica diferente dos seus vizinhos. Consideradas de modo global, as orientações de todos os grãos podem tanto estar distribuídas aleatoriamente com relação a um sistema de referência como estar concentradas, em maior ou menor grau, ao redor de alguma ou de algumas orientações particulares. Nesta última condição, o agregado policristalino apresenta orientação preferencial ou textura.

O método do pó tem como princípio que a distribuição dos cristalitos é completamente aleatória. Em geral, a situação mais desejada é quando uma amostra tenha orientações completamente aleatórias de pequenos cristalitos. Alguns tipos de análise fazem uso da orientação preferencial desses cristalitos, e outros

tipos de análise (identificação qualitativa de fases) a orientação preferencial pode ser calculada e trabalhada para produzir um resultado útil para a análise.

3.5 ORIENTAÇÃO PREFERENCIAL

A orientação preferencial de cristalitos em materiais sólidos policristalinos é de vital importância para vários materiais industriais. Materiais extrudados e pós prensados, dentre outros, são materiais que tipicamente apresentam orientação preferencial; alguns materiais cerâmicos e semicondutores têm suas propriedades relacionadas a uma dada direção cristalográfica, sendo de extrema importância o controle da orientação preferencial nos processos de fabricação e controle de qualidade. Em geral nos dados da difração do pó, a orientação preferencial é a causa mais provável da diferença dos dados experimentais com o padrão de intensidade para a fase analisada.

O estudo da orientação preferencial é útil para determinar a anisotropia de uma amostra, mas é muito difícil obter resultado satisfatório quando faz uma análise quantitativa ou um preciso cálculo da célula unitária.

O caminho mais utilizado no estudo da orientação preferencial em um material de composição conhecida é comparar com as intensidades de uma amostra que tem orientação preferencial com o padrão para o material. Alguns softwares para análise de dados ajustarão os dados corretos para o estudo da orientação preferencial quando o objetivo for fazer uma análise quantitativa.

3.6 TENSÃO RESIDUAL

Os tipos de tensões residuais já foram vistos anteriormente, agora, será abordado o seu comportamento sobre o difratograma.

A tensão em um material pode causar dois efeitos distintos. Se a tensão corresponder a um esforço uniforme, compressivo ou distensivo, também chamado

de macrotensão, as distâncias da célula unitária dos cristais vão, respectivamente, diminuir ou aumentar, ocasionando um deslocamento na posição dos picos difratados, conforme exposto na Figura 13. [10]

Esforços não uniformes estão relacionados a forças de distensão e compressão simultâneas, as quais resultam em alargamento dos picos difratados em sua posição original (sem deslocamento, ver Figura 13). Este fenômeno, chamado de microtensão em cristalitos, pode estar relacionado a diferentes causas: discordâncias (o mais freqüente), lacunas, defeitos, planos de cisalhamento, expansões e contrações térmicas, etc. O alargamento de picos relacionado à microtensão pode ser observado tanto para amostras sólidas como em pós pulverizados, sendo que nestes últimos este fenômeno é idêntico ao do alargamento de picos face à diminuição do tamanho de partículas (dimensões inferiores a $1\mu\text{m}$), sendo praticamente impossível a distinção entre estes. [10]

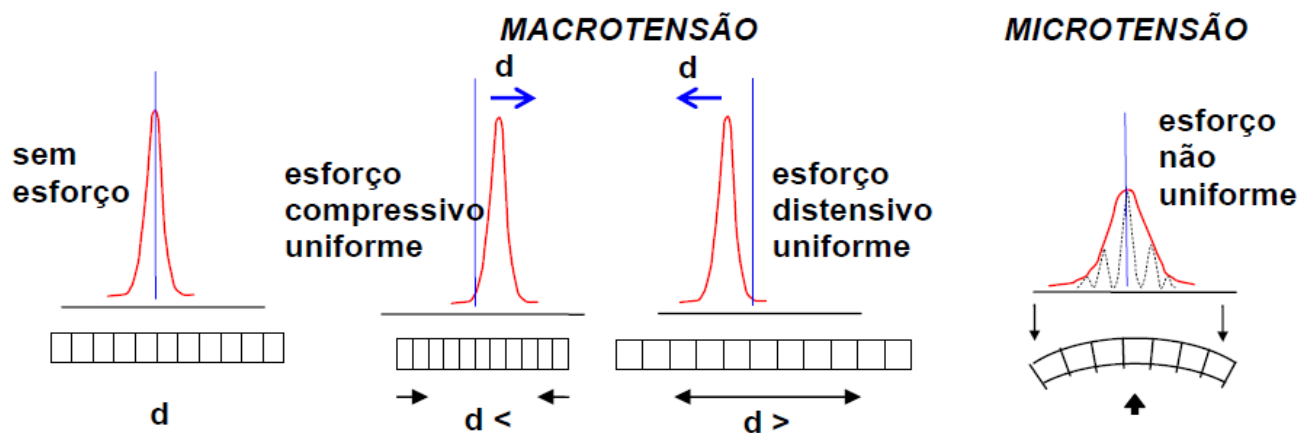


Figura 13 - Efeitos de esforços uniformes (compressivo e distensivo) e não uniformes sobre a estrutura cristalina.

4 LEI DE HOOKE GENERALIZADA

Nesse t3pico ser3o estudadas as rela33es entre tens3o e deforma33o para um s3lido cujo comportamento 3 linear el3stico e isotr3pico, utilizando a lei de Hooke Generalizada. [38]

4.1 RELA33ES CONSTITUTIVAS PARA MATERIAIS COM ELASTICIDADE LINEAR

Quando se aplica a um corpo um determinado sistema de for3as, este ir3 sofrer deforma33es, deslocamentos e tens3es em todos os seus pontos, sendo, portanto necess3rio saber como se relacionam as tens3es com as deforma33es. O objetivo principal das teorias relativas ao comportamento dos materiais deform3veis consiste ent3o em estabelecer as rela33es entre as tens3es e deforma33es geradas num corpo de forma geom3trica inicial conhecida quando lhe 3 aplicado um sistema de for3as. Estas rela33es s3o chamadas rela33es constitutivas do material, ou rela33es tens3o-deforma33o, que no caso mais geral dos materiais el3sticos ter3o a forma

$$\varepsilon_{ij} = \theta(\sigma_{ij}) \quad (8)$$

Em que θ ser3 uma fun33o crescente e cont3nua. A fun33o mais simples e que mais se aplica aos materiais met3licos, 3 uma fun33o linear entre as for3as e os deslocamentos, o mesmo 3 dizer entre as tens3es e deforma33es. Esse 3 o caso da elasticidade linear, cujas rela33es tens3o-deforma33o, na forma geral, ser3o

$$\varepsilon_{ij} = C_{ij}^{kl} \sigma_{kl} \quad (9)$$

em que C_{ij}^{kl} s3o as trinta e seis constantes que relacionam as seis deforma33es com seis tens3es no ponto. Desenvolvendo a equa33o 9, tem-se

$$\begin{aligned}
\varepsilon_{xx} &= C_{11}\sigma_{xx} + C_{12}\sigma_{yy} + C_{13}\sigma_{zz} + C_{14}\tau_{xy} + C_{15}\tau_{yz} + C_{16}\tau_{zx} \\
\varepsilon_{yy} &= C_{21}\sigma_{xx} + C_{22}\sigma_{yy} + C_{23}\sigma_{zz} + C_{24}\tau_{xy} + C_{25}\tau_{yz} + C_{26}\tau_{zx} \\
\varepsilon_{zz} &= \dots \\
\varepsilon_{xy} &= \dots \\
\varepsilon_{yz} &= \dots \\
\varepsilon_{zx} &= C_{61}\sigma_{xx} + C_{62}\sigma_{yy} + C_{63}\sigma_{zz} + C_{64}\tau_{xy} + C_{65}\tau_{yz} + C_{66}\tau_{zx}
\end{aligned} \tag{10}$$

em que os coeficientes C_{ij} são característicos do material que constitui o corpo.

4.2 LEI DE HOOKE GENERALIZADA PARA MATERIAIS ISOTRÓPICOS

Para estabelecer a lei de Hooke generalizada na condição referida é necessário analisar os valores dos coeficientes da equação (10). Assim, C_{11} será o alongamento que sofre um corpo de prova de comprimento unitário feito do material em causa quando submetido apenas a uma unidade de tensão, por exemplo, $\sigma_{xx} = 1$ (Figura 14). A constante C_{11} será, portanto, um coeficiente de elasticidade cujo inverso é o módulo de elasticidade longitudinal ou módulo de Young do material,

$$E = \frac{\sigma_{xx}}{\varepsilon_{xx}} = \frac{1}{C_{11}} \tag{11}$$

Sendo o material isotrópico e homogêneo, o módulo E será o mesmo quando medido em qualquer direção e, portanto, vem

$$C_{22} = C_{33} = \frac{1}{E} \tag{12}$$

O que resultaria de tensões $\sigma_{yy} = \sigma_{zz} = 1$

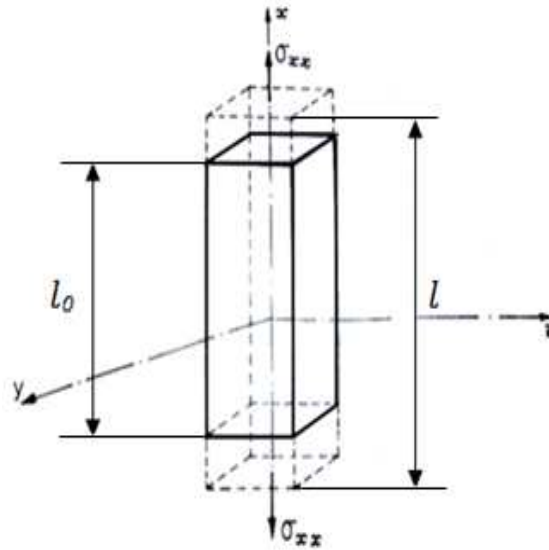


Figura 14 - Deformação linear provocada por tensões normais.

Por outro lado, o corpo de prova sujeito apenas à tensão $\sigma_{xx} = 1$ não sofrerá distorção porque as tensões normais provocam apenas deformações lineares e, portanto, $C_{41}=C_{51}=C_{61}=0$. Como esta conclusão é válida para qualquer outra direção ($\sigma_{yy}=1$ ou $\sigma_{zz}=1$), segue-se que também $C_{42}=C_{52}=C_{62}=C_{43}=C_{53}=C_{63}=0$. Reciprocamente, aplicando uma tensão tangencial $\tau_{xy} = 1$ (ou τ_{yz} ou $\tau_{zx} = 1$), não se produzem deformações lineares porque nestes materiais as tensões cisalhantes provocam apenas distorção no elemento, como exemplificado na Figura 15. Sendo assim, os coeficientes $C_{14}=C_{15}=C_{16}=C_{24}=C_{25}=C_{26}=C_{34}=C_{35}=C_{36}$ serão nulos. Por outro lado, as tensões de corte τ_{ij} produzirão distorções γ_{ij} proporcionais a essas tensões de corte e em que o coeficiente de proporcionalidade é G , o módulo de elasticidade transversal. Portanto

$$C_{44} = C_{55} = C_{66} = \frac{1}{2G}$$

porque $\gamma = 2\varepsilon$ e $C_{45} = C_{46} = C_{54} = C_{56} = C_{64} = C_{65} = 0$. Assim, as equações (10), para materiais com elasticidade linear, homogêneos e isotrópicos reduzem-se a:

$$\begin{aligned}
 \varepsilon_{xx} &= \frac{1}{E}\sigma_{xx} + C_{12}\sigma_{yy} + C_{13}\sigma_{zz} \\
 \varepsilon_{yy} &= C_{21}\sigma_{xx} + \frac{1}{E}\sigma_{yy} + C_{23}\sigma_{zz} \\
 \varepsilon_{zz} &= C_{31}\sigma_{xx} + C_{32}\sigma_{yy} + \frac{1}{E}\sigma_{zz} \\
 \gamma_{xy} &= \frac{1}{G}\tau_{xy} \\
 \gamma_{yz} &= \frac{1}{G}\tau_{yz} \\
 \gamma_{zx} &= \frac{1}{G}\tau_{zx}
 \end{aligned}
 \tag{13}$$

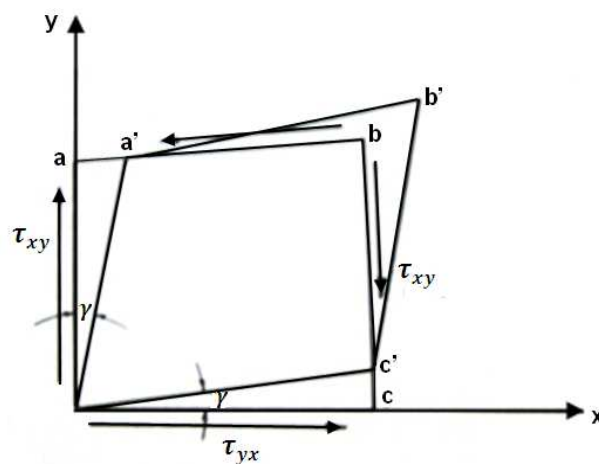


Figura 15 - Distorção em um elemento provocada por tensões de corte.

Analisando o significado físico dos coeficientes C_{21} e C_{31} , obtém-se que C_{21} será a deformação ε_{yy} que pode ser verificada na direção dos yy quando a tensão $\sigma_{xx} = 1$ é aplicada na direção xx e todas as outras tensões são nulas ($\sigma_{ij} = 0, i, j \neq x$). Verifica-se efetivamente que em todos os materiais elásticos que sofrem um alongamento ε_{xx} na direção xx , proveniente da tensão σ_{xx} e só dessa, se dá um encruamento ε_{yy} e ε_{zz} nas direções que lhe são perpendiculares (Figura 16). É o chamado efeito Poisson. O coeficiente de Poisson é determinado pelo quociente:

$$\nu = -\frac{\varepsilon_{yy}}{\varepsilon_{xx}} = -\frac{\varepsilon_{zz}}{\varepsilon_{xx}}
 \tag{14}$$

Então

$$\nu = -\frac{C_{21}\sigma_{xx}}{\frac{1}{E}\sigma_{xx}} \text{ ou seja } C_{21} = -\frac{\nu}{E} \quad (15)$$

O coeficiente C_{31} será igual ao coeficiente C_{21} . Em se tratando de material isotrópico, é possível ainda a seguinte relação:

$$C_{12} = C_{13} = C_{23} = C_{32} = -\frac{\nu}{E} \quad (16)$$

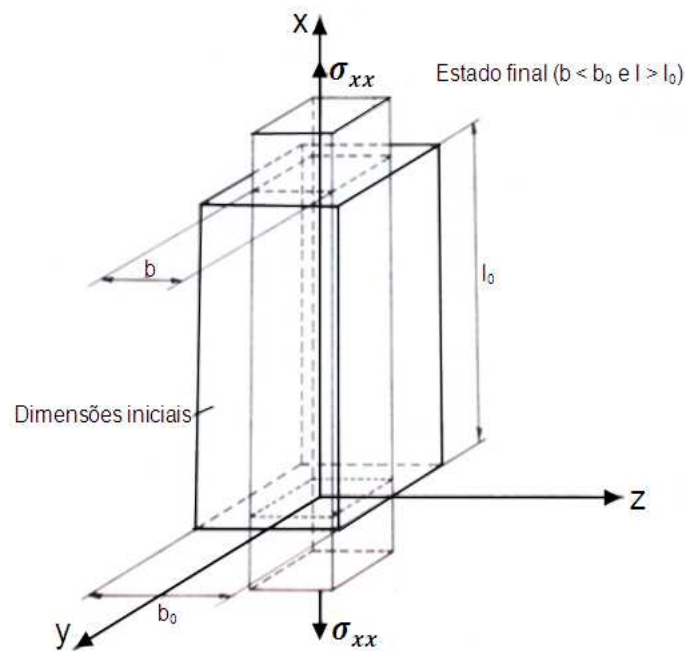


Figura 16 - Efeito de Poisson numa barra prismática sujeita à tensões normais.

Sendo assim, as equações (13) chegam à seguinte forma:

$$\begin{aligned}
\varepsilon_{xx} &= \frac{\sigma_{xx}}{E} - \frac{\nu}{E}(\sigma_{yy} + \sigma_{zz}) \\
\varepsilon_{yy} &= \frac{\sigma_{yy}}{E} - \frac{\nu}{E}(\sigma_{xx} + \sigma_{zz}) \\
\varepsilon_{zz} &= \frac{\sigma_{zz}}{E} - \frac{\nu}{E}(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \\
\gamma_{xy} &= \frac{\tau_{xy}}{G} \\
\gamma_{yz} &= \frac{\tau_{yz}}{G} \\
\gamma_{xz} &= \frac{\tau_{xz}}{G}
\end{aligned} \tag{17}$$

que constituem as equações da lei de Hooke generalizada para um material homogêneo e isotrópico. As equações (17) podem ser escritas na forma matricial, assim,

$$\varepsilon = [H]\sigma \tag{18}$$

em que H é a chamada matriz de flexibilidade do cubo unitário, dada por

$$H = \begin{bmatrix} 1/E & -\nu/E & -\nu/E & 0 & 0 & 0 \\ -\nu/E & 1/E & -\nu/E & 0 & 0 & 0 \\ -\nu/E & -\nu/E & 1/E & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1/G & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1/G & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1/G \end{bmatrix} \tag{19}$$

A equação que relaciona o tensor deformação com tensor tensão para um material isotrópico será:

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1 + \nu}{E} \sigma_{ij} - \frac{\nu}{E} \sigma_{kk} \delta_{ij} \tag{20}$$

onde δ_{ij} é o chamado símbolo de Kronecker. δ_{ij} assume os seguintes valores:

$$\delta_{ij} = 1, \text{ quando } i = j \quad \text{sendo } i, j \equiv x, y, z$$

$\delta_{ij} = 0$, quando $i \neq j$

Resolvendo simultaneamente duas das equações (17) e fazendo uma das tensões igual a zero, serão obtidas as equações que relacionam as tensões com as deformações para o estado plano de tensões ($\sigma_3 = 0$), assim:

$$\begin{aligned}\sigma_1 &= \frac{E}{1-\nu^2}(\varepsilon_1 + \nu\varepsilon_2) \\ \sigma_2 &= \frac{E}{1-\nu^2}(\varepsilon_2 + \nu\varepsilon_1)\end{aligned}\tag{21}$$

5 EQUAÇÕES NO CÁLCULO DA TENSÃO RESIDUAL PARA MATERIAL ISOTRÓPICO

5.1 CÁLCULO DA TENSÃO RESIDUAL

O cálculo da tensão residual utilizando difratomia de raios X baseia-se na medida da distância interplanar média $\langle dhkl \rangle$ para vários ângulos em relação ao feixe incidente de raios x, como mostra a Figura 17. O valor da tensão é calculado indiretamente pela medida da deformação de um conjunto particular de planos cristalográficos $\{hkl\}$ [24].

Partindo da equação que relaciona o tensor deformação com tensor tensão para um material isotrópico, têm-se:

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1 + \nu}{E} \sigma_{ij} - \frac{\nu}{E} \sigma_{kk} \delta_{ij} \quad (22)$$

Logo, as deformações, ε_{xx} , ε_{yy} e ε_{zz} são:

$$\varepsilon_{xx} = \frac{1}{E} [\sigma_{xx} - \nu(\sigma_{yy} + \sigma_{zz})] \quad (a)$$

$$\varepsilon_{yy} = \frac{1}{E} [\sigma_{yy} - \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{zz})] \quad (b) \quad (23)$$

$$\varepsilon_{zz} = \frac{1}{E} [\sigma_{zz} - \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})] \quad (c)$$

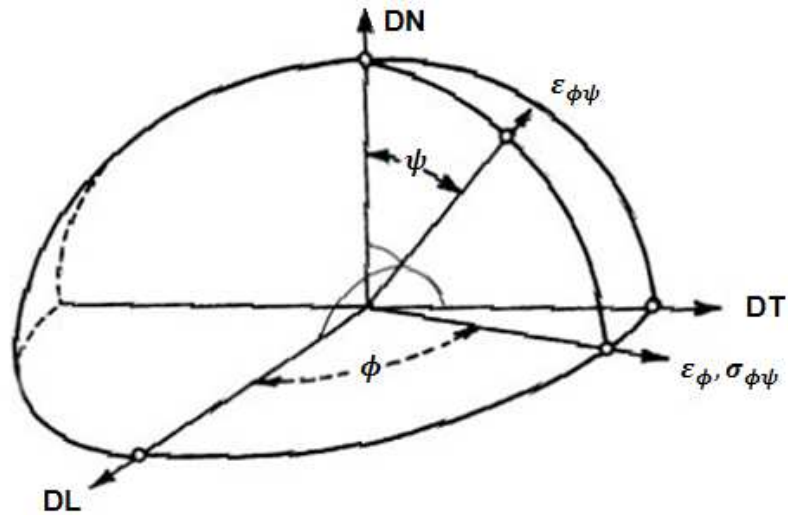


Figura 17 - Definição dos ângulos em relação ao sistema de coordenadas da amostra DL, DN e DT.

Para desenvolver a equação básica que relaciona deformação e tensão, é preciso escrever as tensões em função de um sistema de coordenadas. O sistema escolhido, geralmente, é o de coordenadas ortonormais coincidentes com os eixos principais da amostra, ou seja, direção deformação (eixo P_1), direção transversal (eixo P_2) e direção normal (eixo P_3). Quando a medida é efetivada, utiliza-se um sistema de eixos que é o de laboratório, isto é, os eixos L_1 , L_2 e L_3 , como mostrado na Figura 18.

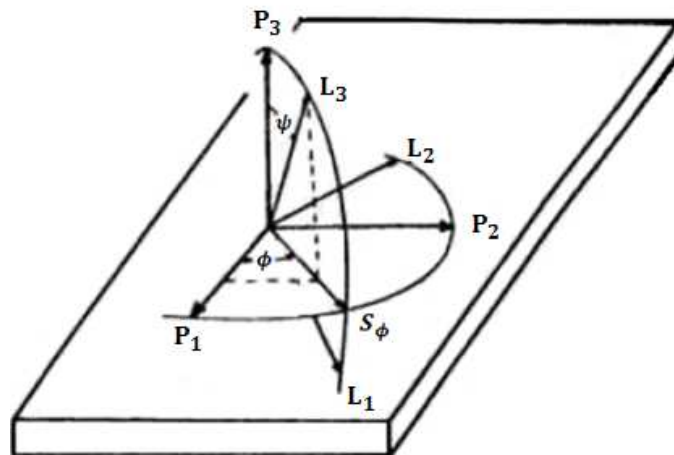


Figura 18 - Sistema de coordenadas do laboratório (L_i) com relação ao sistema da amostra (P_i).

De modo que:

$$\varepsilon'_{ij} = w_{ik}w_{jl}\varepsilon_{kl} \quad (24)$$

Onde ε_{ij} é o tensor de deformação no sistema P_i , ε'_{ij} é o tensor de deformação no sistema L_i e w é a matriz de transformação de coordenadas P_i em L_i obtida a partir de:

$$w_{ik} = a_{ij}a_{jk} \quad (25)$$

Sendo que:

$$a_{ij} = \begin{pmatrix} \cos\phi & 0 & -\sin\phi \\ 0 & 1 & 0 \\ \sin\phi & 0 & \cos\phi \end{pmatrix}$$

e

$$a_{jk} = \begin{pmatrix} \cos\psi & \sin\psi & 0 \\ -\sin\psi & \cos\psi & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \quad (26)$$

Tendo como resultado:

$$w = \begin{pmatrix} \cos\phi\cos\psi & \sin\phi\cos\psi & -\sin\psi \\ -\sin\phi & \cos\phi & 0 \\ \cos\phi\sin\psi & \sin\phi\sin\psi & \cos\psi \end{pmatrix} \quad (27)$$

Então a relação de transformação dos tensores fica:

$$\varepsilon'_{ij} = w_{ik}w_{jl}\varepsilon_{kl} \quad (28)$$

Na representação das matrizes:

$$\varepsilon'_{ij} = w_{ik}\varepsilon_{kl}w_{jl}^T \quad (29)$$

Sendo que na direção principal, ou seja, na direção em que ocorreu a deformação:

$$\varepsilon_{z'z'} = \cos^2\phi\sin^2\psi\varepsilon_{xx} + \sin^2\phi\sin^2\psi\varepsilon_{yy} + \cos^2\psi\varepsilon_{zz} + \sin^2\phi\sin^2\psi\varepsilon_{xy} + \sin^2\phi\sin^2\psi\varepsilon_{yz} + \cos^2\psi\varepsilon_{xz} \quad (30)$$

Substituindo as equações 23 na equação acima:

$$\begin{aligned}\varepsilon_{z'z'} = & \frac{1}{E} \cos^2 \phi \sin^2 \psi [\sigma_{xx} - \nu(\sigma_{yy} + \sigma_{zz})] + \frac{1}{G} \sin^2 \phi \sin^2 \psi \sigma_{xy} \\ & + \frac{1}{G} \cos \phi \sin^2 \psi \sigma_{xz} + \frac{1}{E} \sin^2 \phi \sin^2 \psi [\sigma_{yy} - \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{zz})] \\ & + \frac{1}{G} \sin \phi \sin 2\psi \sigma_{yz} + \frac{1}{E} \cos^2 \psi [\sigma_{zz} - \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})]\end{aligned}\quad (31)$$

Analisando do ponto de vista das tensões superficiais, ou seja, um corpo sujeito somente às tensões planares, então, $\sigma_{zz} = \sigma_{yz} = \sigma_{xz} = \sigma_{xy} = 0$, livre das componentes de cisalhamento, a equação anterior torna-se:

$$\begin{aligned}\varepsilon_{z'z'} = & \frac{1}{E} [\sigma_{xx} - \nu\sigma_{yy}] \cos^2 \phi \sin^2 \psi + \frac{1}{E} [\sigma_{yy} \\ & - \nu\sigma_{xx}] \sin^2 \phi \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} [\sigma_{xx} + \sigma_{yy}] \cos^2 \psi\end{aligned}\quad (32)$$

Usando a identidade matemática

$$\cos^2 \psi = 1 - \sin^2 \psi \quad (33)$$

e fazendo manipulações algébricas, obtém-se a seguinte relação:

$$\begin{aligned}\varepsilon_{z'z'} = & \left[\left(\frac{1 + \nu}{E} \right) \sin^2 \psi (\sigma_{xx} \cos^2 \phi + \sigma_{yy} \sin^2 \phi) \right] \\ & - \left[\frac{\nu}{E} (\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \right]\end{aligned}\quad (34)$$

Fazendo uso da equação que relaciona a tensão em uma superfície oblíqua, transcrita abaixo:

$$\sigma_{\phi} = (\sigma_{xx} \cos^2 \phi + \sigma_{yy} \sin^2 \phi) \quad (35)$$

e substituindo a mesma na equação anterior, encontra-se a deformação na superfície da amostra em um ângulo ϕ em função da tensão superficial.

$$\varepsilon_{z'z'} = \left[\left(\frac{1 + \nu}{E} \right) \sigma_{\phi} \sin^2 \psi \right] - \left[\frac{\nu}{E} (\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \right] \quad (36)$$

A equação acima relaciona a tensão superficial σ_{ϕ} em uma dada direção definida pelo ângulo ψ da deformação, na direção (ϕ, ψ) com a tensão superficial.

Se $d_{\phi\psi}$ é o espaço entre os planos da rede medida na direção definida por ϕ e ψ , a deformação será expressa em termos da variação das dimensões lineares da rede cristalina. Assim:

$$\varepsilon_{z'z'} = \varepsilon_{\phi\psi} = \frac{\Delta d}{d_0} = \frac{d_{\phi\psi} - d_0}{d_0} \quad (37)$$

onde d_0 é o espaçamento da rede livre de tensão, como mostra a Figura 19.

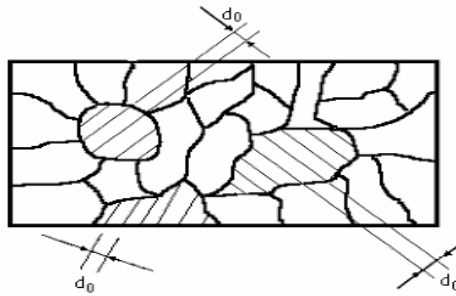


Figura 19 - Distâncias interplanares de grãos com diferentes orientações de um corpo isento de tensões.

Substituindo a equação 37 na equação 36, obtém-se:

$$\frac{d_{\phi\psi} - d_0}{d_0} = \left[\left(\frac{1+\nu}{E} \right)_{hkl} \sigma_{\phi} \sin^2 \psi \right] - \left[\left(\frac{\nu}{E} \right)_{hkl} (\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \right] \quad (38)$$

onde as constantes elásticas $\left(\frac{1+\nu}{E} \right)_{hkl}$ e $\left(\frac{\nu}{E} \right)_{hkl}$ não são os valores obtidos mecanicamente, mas os valores para as direções cristalográficas normais dos planos da rede na qual a deformação é medida especificada pelo índice de Miller [23].

Devido à anisotropia elástica, a constante elástica na direção (hkl), normalmente varia significativamente para os valores mecânicos.

O espaçamento da rede para uma dada direção é dado por [39]:

$$d_{\phi\psi} = \left[\left(\frac{1+\nu}{E} \right)_{hkl} \sigma_{\phi} d_0 \sin^2 \psi \right] - \left[\left(\frac{\nu}{E} \right)_{hkl} d_0 (\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \right] + d_0 \quad (39)$$

A equação acima descreve a relação fundamental entre o espaçamento da rede e a tensão na superfície da amostra [23,40,41]. O espaçamento $d_{\phi\psi}$ é uma função linear de $\sin^2\psi$. Fazendo $\psi=0$, então:

$$d_{\phi 0} = d_0 \left[1 - \left[\left(\frac{\nu}{E} \right)_{hkl} (\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \right] \right] \quad (40)$$

é igual ao espaçamento sem a tensão, d_0 , menos a contração causada pela razão de Poisson, ν , e a soma da tensão principal. As respectivas distâncias estão esquematizadas na figura abaixo para um estado plano de tensões (Figura 20).

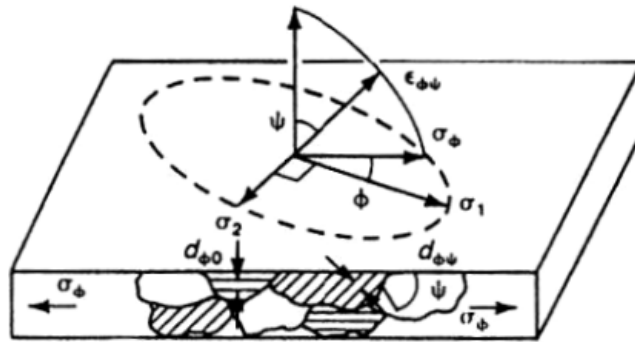


Figura 20 - Estado plano de tensões.

Voltando a equação 39 e derivando com relação a $\sin^2\psi$, tem-se:

$$\frac{\partial d_{\phi\psi}}{\partial \sin^2\psi} = \left(\frac{1 + \nu}{E} \right)_{hkl} \sigma_{\phi} d_0 \quad (41)$$

A equação 41 torna a determinação das tensões residuais por difração de raios X um método diferencial, onde nenhuma amostra livre de tensões é necessária para determinar o estado biaxial de tensões na superfície da amostra [23,40,41].

Obtendo o valor de σ_{ϕ} :

$$\sigma_{\phi} = \frac{1}{d_0} \left(\frac{E}{1 + \nu} \right)_{hkl} \left(\frac{\partial d_{\phi\psi}}{\partial \sin^2\psi} \right) \quad (42)$$

As constantes elásticas de raios X podem ser determinadas empiricamente, mas o espaçamento da rede, d_0 , é geralmente conhecido. Entretanto, $E \gg \sigma_{xx} +$

σ_{yy} , logo o valor de $d_{\phi 0}$ na equação difere de d_0 não mais que 1%. Deste modo, a equação fica:

$$\sigma_{\phi} = \left(\frac{E}{1 + \nu} \right)_{hkl} \frac{1}{d_{\phi 0}} \left(\frac{\partial d_{\phi \psi}}{\partial \sin^2 \psi} \right) \quad (43)$$

Esta equação relaciona a tensão superficial em função do ângulo ψ . Os três métodos mais comuns do cálculo da tensão residual por difração de raios X são: um ângulo, dois ângulos e a técnica de $\sin^2 \psi$. Devido às aplicações (materiais policristalinos), será dada ênfase à técnica do $\sin^2 \psi$.

5.2 TÉCNICA DO $\sin^2 \psi$ OU DA MÚLTIPLA EXPOSIÇÃO

Atualmente a técnica mais empregada na determinação da tensão residual por difração de raios X é a técnica do $\sin^2 \psi$, também chamado de método da múltipla exposição. Neste método, um a série de medida são feitas para diferentes inclinações de ψ (Figura 21). O espaço interplanar, ou posição do pico 2θ , é medido e representado como um a curva.

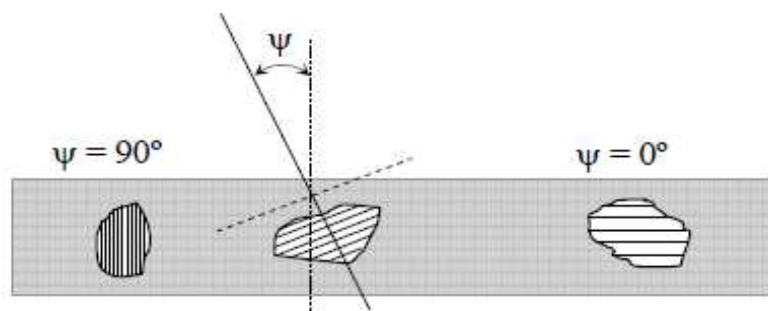


Figura 21 - Tensão compressiva em um material policristalino e isotrópico.

Essa técnica é recomendada quando se deseja grande precisão nas medidas e também quando a amostra apresenta certo grau de textura.

A equação:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \left[\left(\frac{1+\nu}{E} \right) \sigma_{\phi} \sin^2\psi \right] - \left[\frac{\nu}{E} (\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \right] \quad (44)$$

vista anteriormente, mostra uma relação linear entre $\varepsilon_{\phi\psi}$ e o $\sin^2\psi$, logo, plotando esses valores, deve-se encontrar uma reta cujo coeficiente linear (m) será:

$$m = \sigma_{\phi} \frac{(1+\nu)}{E} \quad (45)$$

Sendo assim, a tensão σ_{ϕ} será obtida pelo cálculo do coeficiente angular da reta gerada plotando os valores da deformação medida versus o $\sin^2\psi$, pela equação:

$$\sigma_{\phi} = m \frac{E}{(1+\nu)} \quad (46)$$

O procedimento básico para a determinação da tensão residual utilizando a técnica do $\sin^2\psi$ é o seguinte:

- a) Determinar a posição 2θ do pico de difração de um determinado conjunto de planos (h, k, l) nas varias orientações (inclinações) ψ da amostra escolhidas para a medida;
- b) Converter os valores de 2θ obtidos, nos correspondentes valores dos espaços interplanares;
- c) Plotar a deformação $\Delta d/d$ versus $\sin^2\psi$;
- d) Determinar a inclinação m da reta obtida;
- e) Utilizar a equação 46 para obtenção da tensão.

A principal vantagem da técnica $\sin^2\psi$, considerando o tempo adicional requerido para a coleta de dados, está no estabelecimento da linearidade de d como uma função de $\sin^2\psi$ para demonstrar que a medida de tensão residual por difração de raios X é possível na amostra de interesse.

6 CONCLUSÃO

Com as modernas técnicas analíticas e computacionais, geralmente é possível estimar as tensões que existem em um componente. Porém, isto não é suficiente para a previsão do desempenho do componente. De fato, em muitos casos em que tenha ocorrido falha inesperada, isto pode ser devido à presença de tensões residuais, que podem comprometer a vida do componente. Esse fato, além de outros, tornam de grande importância o estudo desse tipo de tensão. As principais conclusões referentes a este trabalho são apresentadas a seguir:

- Mesmo não aplicando forças externas a um corpo sólido, nele, existem as chamadas tensões residuais;
- Essas tensões podem ser macroscópicas, microscópicas e sub-microscópicas; e podem ser geradas por processos: mecânicos, químicos e/ou térmicos;
- Dependendo do sinal, distribuição e intensidade das tensões residuais em relação às tensões aplicadas pelo carregamento de serviço, os efeitos causados poderão ser benéficos ou deletérios;
- Há um grande número de técnicas de medição da tensão residual. Alguns destrutivos e outros não, como é o caso do método da difração de raios X;
- Além de ser uma técnica não destrutiva, esse método é capaz de medir os três tipos de tensões residuais existentes (tipo I, tipo II e tipo III);
- Essa técnica é regida pelas seguintes hipóteses: material isotrópico, homogêneo, policristalino e granulometria fina;
- Para determinação da deformação pela técnica de difração de raios X, é preciso medir a razão da variação da distância interplanar com a distância interplanar livre de tensão, convertendo em tensão, segundo as equações derivadas da teoria da elasticidade linear, sendo a relação constitutiva, a lei de Hooke Generalizada, supondo um material isotrópico.
- Como a equação da deformação possui uma relação linear com $\sin^2\psi$, ao gerar um gráfico, deformação versus $\sin^2\psi$, é possível calcular a tensão residual através do coeficiente angular da reta.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Comparar o valor de tensão residual obtido a partir da equação (46) com um método mecânico de medição da tensão residual, como o método do furo-cego, e comparar os valores encontrados;
- Estudar as equações utilizadas no cálculo da tensão residual através da difração de raios X para materiais anisotrópicos e avaliar a influência da textura (orientação cristalográfica preferencial) na medição das tensões residuais.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Klug, H.P. ; Alexand, L. E., **X-ray Diffraction Procedures for Polycrystalline and Amorphous Materials** John Wiley e Sons. 2.ed. 1974
- [2] ALMEN, John O. **Residual Stress and Fatigue in Metals**. 1. ed. New York: McGraw-Hill Book Company, 1963.
- [3] SILVA, P.C. **Comportamento Mecânico de Materiais Metálicos**. UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ, 1999.
- [4] MEASUREMENTS GROUP. **Measurements of Residual Stresses by the Hole Drilling Strain Gage Method** - Hipertext Publication – 1999.
- [5] NOYAN, I.C.; COHEN, J.B. **Residual Stress - Measurement by Diffraction and Interpretation**. New York: Springer-Verlag, 1987.
- [6] PREVÉY, P.S., **X-ray Diffraction Residual Stress Techniques**, American Society for Metals,1986, pp. 380-392.
- [7] LU, J. **Handbook of Measurement of Residual Stresses**. SEM, Inc.1996, p.1.
- [8] RUUD, C.O. **Residual Stress and Their Measurement**. 1th International Conference on Quenching &Control of Distortion, USA, 1992.
- [9] DO CARMO, D.C., **Análise de Tensão por Ultra-som em uma Barra de Aço Estrutural sob Flexão**. Tese de M.Sc., PEMM/COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro,2006.
- [10] LU, J., SOCIETY FOR EXPERIMENTAL MECHANICS, **Handbook of Measurement of Residual Stress**. INC, [Charpther 7 – Ultrasonic Methods] ISBN-0-88173-229X,1996.
- [11] SILVA, P S. **Comportamento Mecânico de Materiais Metálicos**. UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ, 1999.

- [12] KESAVAN, K., RAVISANKAR, K., PARIVALLAL, S., SRESHYLAM, P., **Non Destructive Evaluation of Residual Stresses in Welded Plates Using the Barkhausen Noise Technique**, Experimental Techniques, 17 – Sept./Oct.2005;
- [13] LU, J., **Handbook of Measurements of Residual Stress**, 2ed. Ed. SEM, 2005, Vol. 2. 417p;
- [14] MACHERAUCH, E., **Introduction to Residual Stress**, Advanced in Surface Treatments, International Guide Book on Residual Stress, 1986, Vol. 4. 38p;
- [15] WAGNER, L., LUETJERTNG, G., **Influence of Shot Peening on the Fatigue Behavior of Titanium Alloys. First International Conference on Shot Peening**, Paris, 1981. p. 351-357
- [16] FERNANDES, J. L., **Análise e Modelagem de Tensões Residuais em Juntas Soldadas**, Tese de Doutorado, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, 2002
- [17] CANALE, L., **Engenharia de Superfície: Tratamentos superficiais**. Escola de Engenharia de Santa Catarina. Disponível em: <<http://www.eesc.usp.br/smm/materiais/>>. Acesso em: ago. 2006;
- [18] NOVIKOV, I., Traduzido por: TEODÓSIO, J., L., **Teoria dos Tratamentos Térmicos dos Metais**, Rio de Janeiro: Ed. UFRJ, 1994, 550p.
- [19] LIPSON, C., JUVINALL, R. C., **Handbook of Stress and Strength**, New York: Ed. Macmillan Company. 1963, 447p.
- [20] CHIAVERINI, V., **Aços e ferros fundidos**, , São Paulo: Ed. Associação Brasileira dos Metais, 1984. 518p.
- [21] VISHAY Measurements Group - **Measurement of Residual Stresses by the Hole Drilling Strain Gauge Method**. Tech Note TN 503-4, Raleigh, N. Carolina, USA, 1993.
- [22] MACHERAUCH, E., KLOSS, K.H., **Origin Measurements and Evaluation of Residual Stress. Proceedings of the International Conference on Residual Stress**, Germany: Garmisch, Partenkirchen, 1986. pp.3-26
- [23] Prevéy, P.S.; **X-ray Diffraction Residual Stress techniques**. ASM Metal Handbook, ASM Internatipnal, Ohio, 1986

- [24] LIMA, N.B. **Influência da textura em medidas da tensão residual**, Tese (Doutorado), Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1991. 105p
- [25] BRAGG, N.L. **The diffraction of x-rays by crystals**, nobel lecture, Sept 6, 1992, 13p
- [26] EWARD, P.P. **Fifty years of x-rays diffraction. International Union of Crystallography by N.V.A.** Oosthoek's Uitghvers Maatchappij Utrecht, the Netherland, 1962. Cap.4
- [27] CULLITY, B.C.; Stock, S.R. **Elements of x-rays diffraction**. 3rd ed., Upper Saddle River, New Jersey: Prentice Hall, 2001
- [28] PADILHA, A.F.; AMBROSIO FILHO, F. **Técnicas de análise microestrutural**. Hemus, 1 ed. 2004
- [29] MARCOLIN, N. **The invisible revealing radiation 110 years ago, Wilhelm röntgen discovered x-rays**. Pesquisa FAPESP, revista, Nov. 2005. ed. 117.
- [30] NASA. **The eletromagnetic spectrum. National aeronautics and space administration**. Disponível em: <<http://science.hq.nasa.gov/kids/imagers/ems/xrays.html>>. Acesso em 20 Jan 2008.
- [31] CIENFUEGOS, F.; VAITSMAN, D. **Análise instrumental**., Rio de Janeiro: Interciência, 2000. cap 13, p. 461-465.
- [32] POSTEK, M.T.; HOWARD, K.S.; JOHNSON, A.; MCMICHAEL, K.L. **Scanning electron microscopy a student's handbook**. Laad Research, Vermont, 2001. cap4, p. 69-74.
- [33] USG, Imagem disponível em <[http://pulls:usgs.gov/of/2001/of/201/of01_041/html/docs/images/xrdtubes.jpg](http://pulls.usgs.gov/of/2001/of/201/of01_041/html/docs/images/xrdtubes.jpg)>. Acesso em 23 Mar 2008.
- [34] CALLISTER, W D.; **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**, 5.ed., São Paulo: LTC, 2002.
- [35] BORGES, F.S. **Elementos de cristalografia F.C. Gulbenkian**, Lisboa, Segunda edição, 1994.
- [36] CONNOLLY, J. R. **Introduction to X-Ray Powder Diffraction EPS400-002**, Spring 2003, 2005.
- [37] PADILHA, A. F.; SICILIANO, F. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**. ABM. 2 ed. 1996.

- [38] BRANCO, CARLOS A. G. DE MOURA. **Mecânica dos Materiais Fundação Calouste Gulbenkian/Lisboa**, 2 ed, 1998.
- [39] LODINI, A.; **Analysis of Residual Stress by Diffraction using Neutron and Synchrotron Radiation**. 2003. Taylor & Francis, p.19
- [40] HAUCK, V.; **Structural and Residual Stress Analysis by Von-destructive Methods**. Elsevier, 1997, p. 522-563.
- [41] LU, J.; **Handbook of Measurement of Residual Stresses**. SEM, Inc. 1996, p.88.
- [42] WANG, R., XIANGBIN, L., YONGGUI et al.. **Investigation on the Microstructure in Shot-Peening Surface Straining Layer of Materials. First Conference on Shot Peening**, Paris, 1981. p. 185-192
- [43] ZAMRIK, S.Y, PANGBORN, R.N., **Fatigue Damage Assessment using X-ray Diffraction and Life Prediction Methodology**. *Nuclear Engineering and Design*, 116, p. 407-413, 1989.