



**Universidade do Estado do Rio de Janeiro**  
Centro de Tecnologia e Ciências  
Instituto Politécnico

Sergio Nolêto Turibus

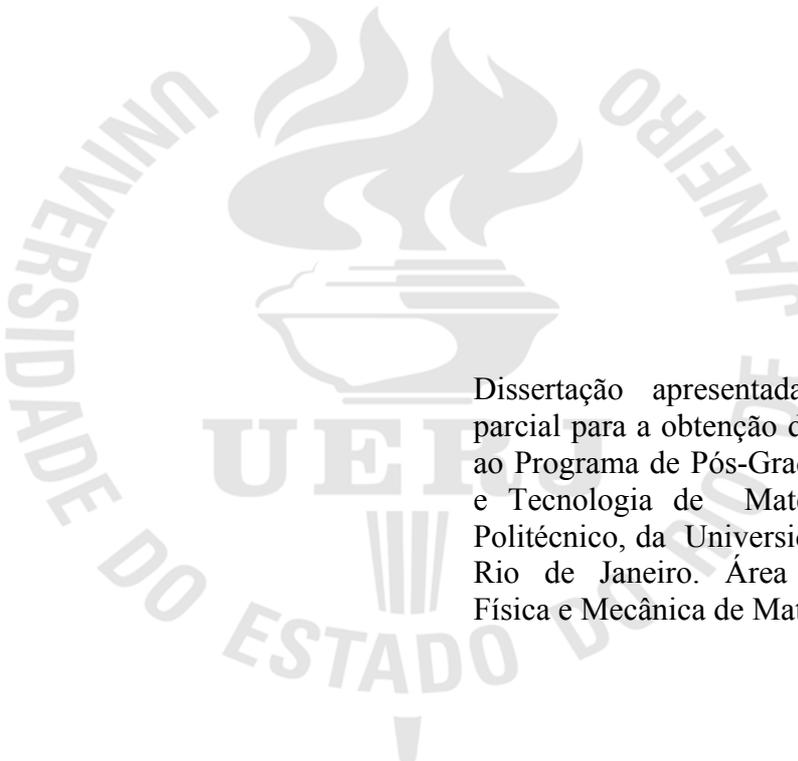
**Análise de tensões residuais pela técnica de  
difração de raios X em processos de soldagem  
MIG**

Nova Friburgo

2011

Sergio Nolêto Turibus

**Análise de tensões residuais pela técnica de  
difração de raios X em processos de soldagem  
MIG**



Dissertação apresentada como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre, ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Tecnologia de Materiais do Instituto Politécnico, da Universidade do Estado do Rio de Janeiro. Área de concentração: Física e Mecânica de Materiais.

Orientadores: Prof. Joaquim Teixeira de Assis  
Prof. Vladimir Ivanovitch Monine

Nova Friburgo  
2011

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

T938 Turibus, Sergio Nolêto.  
Análise de tensões residuais pela técnica de difração de raios X em processos de soldagem MIG / Sergio Nolêto Turibus. - 2011.  
79 f. : il.

Orientadores: Joaquim Teixeira de Assis e Vladimir Ivanovitch Monine.  
Dissertação (Mestrado) – Universidade do Estado do Rio de Janeiro, Instituto Politécnico.

1. Tensões residuais – Aço - Teses. 2. Raios X – Difração – Teses. 3. Soldagem - Teses. I. Assis, Joaquim Teixeira de. II. Monine, Vladimir Ivanovitch. III. Universidade do Estado do Rio de Janeiro, Instituto Politécnico. IV. Título.

CDU 620.172.25:669.14

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

---

Assinatura

---

Data

Sergio Nolêto Turibus

**Análise de tensões residuais pela técnica de  
difração de raios X em processos de soldagem  
MIG**

Dissertação apresentada como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre, ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Tecnologia de Materiais do Instituto Politécnico, da Universidade do Estado do Rio de Janeiro. Área de concentração: Física e Mecânica de Materiais.

Aprovado em 15 de março de 2011.

Banca Examinadora:

---

Prof. Dr. Joaquim Teixeira de Assis (Orientador)

Instituto Politécnico – UERJ

---

Prof. Dr. Vladimir Ivanovitch Monine (Orientador)

Instituto Politécnico - UERJ

---

Prof. Dr. Gil de Carvalho

Instituto Politécnico - UERJ

---

Prof<sup>ª</sup>. Dra. Tetyana Gurova

Universidade Federal do Estado do Rio de Janeiro

Nova Friburgo

2011

## **DEDICATÓRIA**

Dedico esta dissertação à Deus, minha esposa Sanna e a meus filhos: Mateus, Rebeca e Raquel.

## **AGRADECIMENTOS**

Ao Senhor Jesus Cristo que sempre tem estado ao meu lado;

Aos meus Orientadores: Joaquim e Monine;

A meu amigo Thiago;

Meus professores, e a todos que direta ou indiretamente contribuíram para a realização deste trabalho.

Aquele que anda com os sábios será sábio, mas o companheiro dos tolos será destruído.

Provérbios 13:20.

O Senhor cuida da vida dos íntegros, e a herança deles permanecerá para sempre.

Salmos 37:18.

## RESUMO

TURIBUS, Sergio Nolêto. *Análise de tensões residuais pela técnica de difração de raios X em processos de soldagem MIG*. 2011. 79 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Tecnologia de Materiais) - Instituto Politécnico, Universidade do Estado do Rio de Janeiro, Nova Friburgo, 2011.

Nesse trabalho foram realizados experimentos para determinar as tensões residuais introduzidas no Aço A36, que é uma liga de baixo carbono e que é muito utilizado em vários setores da produção industrial, quando esta é submetida à soldagem do tipo MIG (*Metal Gas Inert*). A escolha desse tipo de soldagem foi para manter constantes os parâmetros que pudessem influenciar nos resultados. Nessa análise foi verificada a distribuição das tensões residuais na zona termicamente afetada, a distribuição da tensão em relação a profundidade. Para isso usamos uma remoção eletrolítica e um corte transversal pelo processo de eletroerosão. Nesse trabalho foi usado o método do  $\text{sen}^2\psi$ , devido a sua facilidade para a análise dos dados do Programa PSD. O resultado das mediadas realizadas na região do cordão de solda, zona termicamente afetada (ZTA) e metal base próxima da ZTA, mostrou uma variação da distribuição da tensão em relação à profundidade do material e na distância do ponto de soldagem. No ponto de soldagem um aumento da tensão em relação à profundidade do material. Os fatores que influenciaram na introdução dessas tensões no processo de soldagem, foram causados pelo gradiente de temperatura, pelo resfriamento heterogêneo do material e também pelo resfriamento rápido da superfície.

Palavras-chave: Difração de raios-X. Soldagem MIG. Tensões residuais. Método  $\text{sen}^2\psi$ .

## ABSTRACT

In this work experiments were conducted to determine the residual stresses introduced in the A36 steel, which is an alloy of low carbon, which is widely used in various sectors of industrial production, when it is subjected to welding-type MIG (Metal Inert Gas). The choice of this type of welding was to keep constant the parameters that could influence the results. In this analysis we detected the distribution of residual stresses in the heat affected zone, the stress distribution over the depth. For this we use an electrolytic removal and a cross section through the process of spark erosion. In this study we used the method of  $\text{sen}^2\psi$ , due to its ease to the analysis of data from the PSD. The result showed a variation of stress distribution for the depth of the material and the distance from the point of welding. The welding point ran a rise in tension over the depth of the material. Factors influencing the introduction of these stresses in the welding process were caused by the temperature gradient by cooling the heterogeneous material and also by the rapid cooling of the surface.

Keywords: X-ray diffraction. MIG welding. Residual stress. Method  $\text{sen}^2\psi$ .

## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Espectro de raios X característico e contínuo.....	19
Figura 2.2 - Probabilidade de ocorrer o efeito: Bremsstrahlung ou Elétron de Auger.....	20
Figura 2.3 - Difração de Raios X em planos de átomos .....	22
Figura 2.4 - Difração de Raios X (Unidimensional).....	25
Figura 2.5 - Difração de Raios X (Bidimensional) .....	26
Figura 3.1 - Componentes do Tensor de uma unidade de volume do material.....	32
Figura 3.2 - Difração sob o ângulo $\theta$ , lei de Bragg.....	38
Figura 3.3 - Alargamento do perfil difratado.....	39
Figura 3.4 - Intensidade do perfil difratado.....	40
Figura 3.5 - Variação das tensões residuais transversais: a = contração, b = resfriamento superficial rápido, c = transformação de fase, d = contração + resfriamento superficial rápido, e = contração + resfriamento superficial rápido + transformação de fase, f = contração + transformação de fase.....	44
Figura 4.1 - Relação entre o ângulo de difração e a função $\theta_{\psi} = f(\text{sen}^2\psi)$ .....	48
Figura 4.2 - Deslocamento do pico de Difração.....	49
Figura 4.3 - Difratorômetro de Raios X(1 Unidade Eletrônica, 2 Goniômetro e suporte da amostra, 3 Ampola de raios X, 4 Detector, 5 Fonte para a alta tensão, 6 Colimador).....	51
Figura 4.4 - Difratorômetro de Raios X.....	51
Figura 4.5 - Perfil do Aço Mola, com distinção dos picos $K_{\alpha 1}$ e $\alpha_2$ (Calibração do aparelho).....	52
Figura 4.6 - Perfil Inicial do programa PSD.....	54
Figura 4.7 - Perfil com fundo (Corte).....	55
Figura 4.8 - Perfil ajustado sem fundo, com pontos de corte.....	57
Figura 4.9 - Perfil otimizado.....	58
Figura 4.10 - Perfil otimizado, com os picos $K_{\alpha 2}$ e $K_{\alpha 1}$ .....	59
Figura 5.1 - Posição dos pontos de medidas e dimensões da amostra (Aço A36).....	61
Figura 5.2 - Deformação angular ocorrida após o processo de soldagem MIG.....	62
Figura 5.3 - Tensão Transversal em relação ao ponto de soldagem (Cordão de solda, ZTA e Metal base).....	64
Figura 5.4 - Tensão Longitudinal em relação ao ponto de soldagem (Cordão de solda, ZTA e Metal base).....	64

Figura 5.5 - Distribuição da tensão transversal (Remoção eletrolítica).....	66
Figura 5.6 - Distribuição da tensão longitudinal (Remoção eletrolítica).....	66
Figura 5.7 - Deslocamento do pico de difração para os pontos: superficial, 0,1mm, 0,2mm, 0,4 mm e 0,6 mm (Medidas transversais ao cordão de solda).....	68
Figura 5.8 - Deslocamento do pico de difração para os pontos: superficial, 0,1 mm , 0,2 mm, 0,4 mm e 0,6 mm ( Medidas longitudinal ao cordão de solda).....	69
Figura 5.9 - Distribuição da tensão no cordão de solda (Transversal).....	70
Figura 5.10 - Distribuição da tensão no cordão de solda (Longitudinal).....	70
Figura 5.11 - Zona afetada pela temperatura no processo de soldagem (Secção transversal no material – Aço A36).....	71
Figura 5.12 - Remoção de 0,16 mm na secção transversal (Aço 36).....	72
Figura 5.13 - Pontos de análise na secção transversal (Aço A36).....	72
Figura 5.14 - Relação da função tensão em comparação com a profundidade medida na secção do cordão de solda (Eixo Z).....	73
Figura 5.15 - Distribuição da tensão (profundidade) na secção do cordão de solda (Eixo Z).....	74

## LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Os métodos usados na Difração de raios X.....	28
Tabela 2.2 - Os valores de h k l usados no cálculo de $\theta$ e $2\theta$ .....	29
Tabela 5.1 - Características Mecânicas do Aço A36.....	60
Tabela 5.2 - Características do processo de soldagem MIG.....	62
Tabela 5.3 - Tensão longitudinal em relação ao ponto de soldagem.....	63
Tabela 5.4 - Tensão Transversal em relação ao ponto de soldagem.....	63
Tabela 5.5 - Distribuição da tensão residual no eixo Z.....	73

## LISTA DE SÍMBOLOS

- B Largura integral do perfil da linha de difração
- d Distância interplanar
- E Módulo de Elasticidade (Young)
- h Constante de Planck
- I Intensidade da radiação difratada
- $I_0$  Intensidade inicial da radiação incidente
- K Coeficiente do Equipamento (Calibração)
- n Ordem de difração
- $\alpha$  Ângulo de inclinação da dependência linear entre o ângulo de difração e o  $\text{sen}^2\psi$
- $\delta$  Distância entre os picos  $K\alpha_1$  e  $K\alpha_2$
- $\lambda$  Comprimento de onda dos raios X
- $\mu$  Coeficiente de absorção linear
- $\nu$  Coeficiente de contração transversal (Poisson)
- $\psi$  Ângulo que caracteriza a inclinação de feixe de raios X
- $\rho$  Coeficiente de densidade
- $\tau$  Tensão de cisalhamento
- $\theta$  Ângulo de Difração
- $\nu$  Freqüência
- $\varepsilon$  Deformação
- $\varphi$  Ângulo azimutal
- $E_c$  Energia Cinética
- $N_{\text{ref}}$  Valor do Canal de referência (Calibração)
- $\hat{C}$  Tensor das constantes elásticas
- $\hat{\varepsilon}$  Tensor de Tensões
- $\hat{\sigma}$  Tensor de Deformações

## SUMÁRIO

1	<b>INTRODUÇÃO</b> .....	15
1.1	<b>Objetivo do Trabalho</b> .....	16
1.2	<b>Organização do Trabalho</b> .....	17
2	<b>DIFRAÇÃO DE RAIOS X</b> .....	18
2.1	<b>Raios X</b> .....	18
2.2	<b>Absorção dos Raios X</b> .....	20
2.3	<b>Difração de Raios X</b> .....	21
2.4	<b>Lei de Bragg</b> .....	23
2.5	<b>Equação de Von Laue</b> .....	25
2.5.1	<u>Rede Unidimensional</u> .....	25
2.5.2	<u>Rede Bidimensional</u> .....	26
2.6	<b>Distância Interplanar</b> .....	27
2.7	<b>Métodos de Difração</b> .....	29
3	<b>TENSOMETRIA POR DIFRAÇÃO DE RAIOS X</b> .....	31
3.1	<b>Tensões Mecânicas</b> .....	31
3.2	<b>Deformação</b> .....	34
3.3	<b>Tensões Residuais</b> .....	36
3.4	<b>Classificação das Tensões</b> .....	37
3.5	<b>Processos de Soldagem</b> .....	41
3.5.1	<u>Soldagem MIG</u> .....	42
3.6	<b>Tensões Residuais de Soldagens</b> .....	42
4	<b>METODOLOGIA PARA A ANÁLISE DAS TENSÕES RESIDUAIS</b> .....	46
4.1	<b>Método do <math>\text{sen}^2\psi</math> para medir tensões</b> .....	46
4.2	<b>Precisão do método de medida de tensões por difração de raios X</b> .....	49
4.3	<b>Difratômetro</b> .....	50
4.3.1	<u>Calibração</u> .....	52
4.4	<b>Metodologia para a Análise do Perfil Difrato</b> .....	54
4.4.1	<u>Filtragem e escolha dos pontos de corte do perfil</u> .....	54
4.4.2	<u>Normalização</u> .....	55

4.4.3	<u>Separação do Fundo</u> .....	56
4.4.4	<u>Função de Aproximação do Perfil</u> .....	57
5	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES</b> .....	60
6	<b>CONCLUSÕES</b> .....	75
	<b>REFERÊNCIAS</b> .....	76

## 1 INTRODUÇÃO

Um dos grandes desafios em ciências dos materiais é o desenvolvimento de novos componentes que se utilize nas novas tecnologias. Na fabricação ou conformação de peças de ligas metálicas às vezes são introduzidas tensões. Essas tensões podem contribuir para a fratura do material. Com isso um dos objetivos na fabricação de materiais é que esse processo ocorra de modo que as tensões introduzidas sejam mínimas. Contudo, não podemos reduzir por completo as tensões residuais em uma liga sendo que a mesma passa por várias transformações até chegar a um resultado final a que se deseja. Muitas vezes o aparecimento de tensões em um material é resultado de procedimentos que envolva a união de peças que fraturaram ou que precisam de correção. Um dos processos usados para esse fim, na união de ligas metálicas é a soldagem.

Nesse processo ocorre um gradiente de temperatura em torno das partes soldadas, esse gradiente de temperatura introduz tensão residual devido ao aquecimento e resfriamento heterogênea das partes. Em uma região em torno do cordão de solda, chamada de ZTA (Zona termicamente afetada), ocorre crescimento de grão devido ao aumento da temperatura, e conseqüentemente a estrutura cristalina será modificada. Devido a todos esses fatores o material terá grande probabilidade de fratura.

Assim precisamos de uma técnica capaz de medir as tensões presente em um determinado corpo. E uma das técnicas que possibilita essa análise, e que tem confiabilidade nos resultados, é a técnica de Tensometria por difração de raios X (ASSIS et al., 2006, MONIN, et al.,2009).

O método de difração de raios X só foi possível por que o físico Von Laue em 1912, ele observou que as estruturas cristalinas dos materiais poderiam dar os efeitos das fendas causando a difração do raios X. Antes isso não era possível, pois nenhum anteparo podia ser utilizado como fenda devido ao comprimento de onda dos raios X serem da ordem alguns (Å). A descoberta de Laue proporcionou uma gama de observações antes desconhecidas. Depois das descobertas de Laue, Bragg evidenciou a equação geral para que possa ocorre a difração de forma construtiva. Hoje a difração de raios X é um dos métodos de grande importância na tensometria. O principio geral, consiste na análise da estrutura cristalina de uma liga metálica. Como a estrutura das ligas tem um arranjo perfeito, ou seja, são agrupadas de forma organizadas. Se incidirmos um feixe de raios X e fazemos variar o ângulo de difração,

poderemos determinar a variação da distância interplanar do material. Assim, podemos calcular facilmente a tensão existente nesse material.

Um dos métodos bastante usado para esse fim é chamado de método do  $\text{sen}^2\psi$ . Nesse método não precisamos conhecer o ângulo de difração do material sem tensão. O método analisa a variação do deslocamento dos picos de difração causados pela variação da distância interplanar da rede cristalina do material.

Assim, a Tensometria por difração de raios X é uma importante ferramenta na análise de tensões residuais em materiais. Isso é, podemos prevenir possíveis fraturas ou falhas em estruturas, pois podemos realizar as medições antes e depois do processo de soldagem, e o erro na medição é mínimo.

Esse trabalho se baseia nas pesquisas desenvolvidas aqui no Instituto Politécnico, no Laboratório de Ensaio Físicos (LEFI), onde são feitas as análises em materiais pela técnica não destrutiva de difração de raios X. Essas pesquisas iniciaram a partir da vinda do Professor Monin em 2000. Juntamente com o Professor Joaquim, foram desenvolvidos equipamentos e técnicas para o aperfeiçoamento das análises das tensões nos materiais. Atualmente o LEFI dispõe de um Difratometro de portátil para as medias de campo, e outro para as medias no laboratório. Sendo que ambos foram construídos aqui. Os últimos trabalhos desenvolvidos aqui relacionam o gradiente de tensão em ligas metálicas usando transformadas de Fourier para determinar os parâmetros de distorção das linhas de difração. Nesses trabalhos o método do  $\text{sen}^2\psi$  é relacionado como um método eficaz nas medidas de tensões, ou seja, sua eficiência é muito boa e simples o processo dos cálculos (IGRESIAS, 2008).

## 1.1 Objetivo do Trabalho

Estudar o campo de distribuição das tensões residuais em materiais que passaram por processos de soldagem, e analisar as fontes de tensões principais em torno do cordão de solda, ZTA (Zona Termicamente Afetada) e metal base.

Desenvolvimento de uma metodologia de processamento dos dados experimentais, eficiente que reduza o tempo de análise e aumente a precisão das medidas.

## 1.2 Organização do Trabalho

Este trabalho está organizado de forma sucinta a proporcionar uma visão geral da Técnica de Tensometria por Difração de Raios X e sua aplicação.

O segundo capítulo apresenta uma visão do funcionamento a aplicação dos raios X, como também o processo de difração. Relaciona a lei de Bragg para a difração em fase e o princípio de difração utilizado por Laue.

O terceiro capítulo nos remete ao conhecimento das Tensões residuais e as aplicações quanto as formulas e lei matemática referenciando os métodos usados.

O quarto capítulo demonstra o processo de análise do perfil e o processo pelo qual se calcula a tensão em materiais.

No capítulo 5 e 6 são apresentados os resultados da pesquisa e a conclusão da mesma. Os demais capítulos relacionam a bibliografia consultada e os anexos em geral.

## 2 DIFRAÇÃO DE RAIOS X

### 2.1 Raios X

Os raios X são ondas eletromagnéticas de comprimentos de onda variando entre [0,05 ; 0,25] nm, ocupando uma posição intermediária entre o ultra-violeta e a radiação gama no espectro eletromagnético. Foram descobertos em 1895 pelo físico alemão Wilhelm Conrad Röntgen. São geradas quando uma partícula de alta energia cinética é rapidamente desacelerada. O método mais utilizado para produzir raios X é fazendo com que um elétron de alta energia (gerado no catodo do tubo catódico) colida com um alvo metálico (anodo). Quando os elétrons colidem no anodo com alta velocidade os raios X produzidos irradiam em todas as direções. Se  $q$  é a carga de um elétron e  $V$  é a voltagem através dos eletrodos, então, a energia cinética (em Joules) dos elétrons no momento do impacto é dada por:

$$K = qV = \frac{1}{2} m v^2 \quad (2.1)$$

Quando os elétrons colidem com o alvo, grande parte de sua energia cinética é convertida em calor, apenas 1% se transforma em raios X. Os raios X, emitidos por essa desaceleração consistem em um espectro contínuo, denominada radiação branca Fig. 2.1, pois é formado por vários comprimentos de ondas. Esse processo resulta da desaceleração uniforme para todos os elétrons. Há dois tipos de produção de raios X.

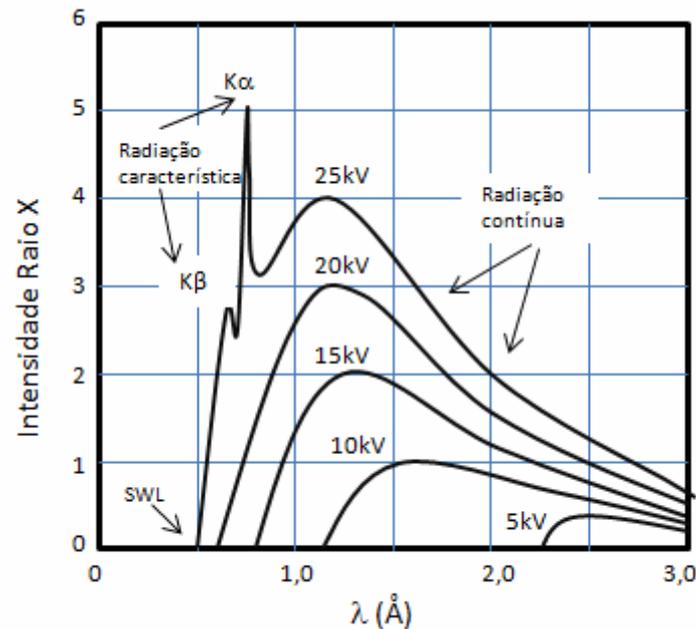


Figura 2.1: Espectro de raios X característico e contínuo.

(Elaborada com base na figura 1.4 de: Cullity, 1978)

O Primeiro ocorre na desaceleração dos elétrons na colisão com o alvo. Isso é, com a perda da velocidade devido a sucessivas colisões dos elétrons ao penetrarem o anodo, eles emitem fótons de raios X com espectro contínuo de energia (ou comprimento de onda) Chamados de Bremsstrahlung (brems-frenagem, strahlung-radiação). O valor máximo de energia de um fóton, correspondente ao espectro de emissão contínua, que está associado ao processo de criação de um fóton com energia  $E_f$  igual a energia cinética  $E_c$  do elétron.

O segundo tipo é chamado de radiação X característica, está relacionada à retirada de um elétron das camadas mais internas dos átomos do alvo, produzindo uma vacância. Essa vacância provoca um rearranjo dos elétrons. Os elétrons das camadas mais afastadas do núcleo saltam para a camada mais interna liberando energia, que pode ser emitida na forma de um fóton de raios X ou na expulsão de outro elétron da camada mais externa, denominado Elétron Auger. Como a camada K é a mais interna, essas transições originam linhas de emissão chamadas  $K\alpha$  e  $K\beta$  respectivamente (EISBERG e RESNICK,1996). No gráfico Fig. 2.2 está representada a probabilidade de ocorrência do efeito Bremsstrahlung e do elétron de Auger.

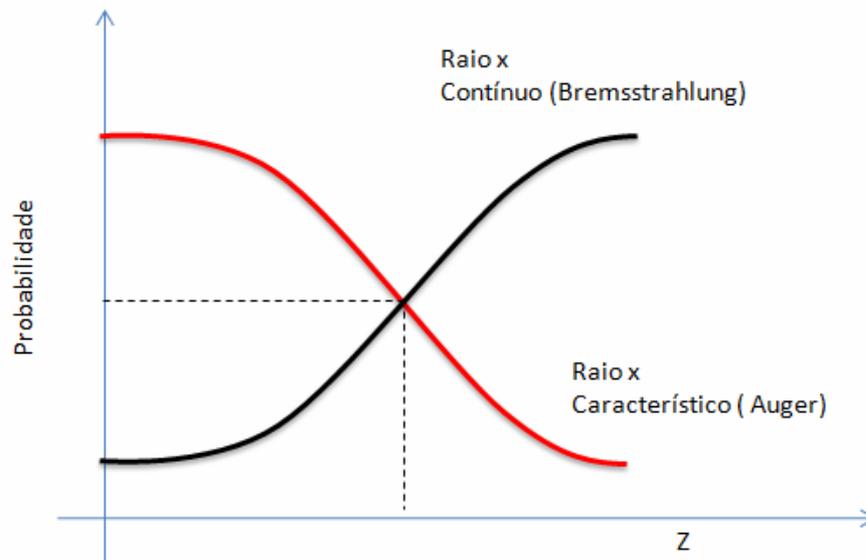


Figura 2.2: Probabilidade de ocorrer o efeito: Bremsstrahlung ou Elétron de Auger

A frequência do fóton emitido é dada por  $\nu = (E_f - E_i)/h$ . A intensidade é zero até certo comprimento de onda denominado short-wavelength limit ( $\lambda_{swl}$ ), e cresce rapidamente até um valor máximo.

## 2.2 Absorção dos Raios X

Quando os raios X encontrar qualquer forma de matéria, uma parte é transmitida e outra absorvida pela matéria. Röntgen estabeleceu que a redução fracionária na intensidade  $I$  de um feixe de raios X, que passa através de qualquer substância homogênea, é proporcional à distância percorrida (CULLITY, 1978). Assim temos as relações:

$$\Delta I = \mu I \Delta x \quad (2.2)$$

$$\frac{-dI}{I} = \mu dx \quad (2.3)$$

Na equação diferencial Eq.(2.2) temos a constante de proporcionalidade  $\mu$ , que representa o coeficiente de absorção linear do material considerado, a densidade e o comprimento de onda dos raios X.

Integrando a Eq.(2.2) teremos:

$$I(x) = I_0 e^{-\mu x} \quad (2.4)$$

Onde  $I_0$  é a intensidade do feixe de raios X incidente e  $I(x)$  é a intensidade do feixe transmitido depois de passar por uma espessura  $x$ .

O coeficiente de absorção linear  $\mu$  é proporcional à densidade  $\rho$ , isso significa que a razão  $\mu / \rho$  é uma constante do material e não depende de seu estado físico (sólido, líquido ou gasoso) (CULLITY, 1978).

### 2.3 Difração de Raios X

No caso da luz, a difração resulta da incidência de uma onda plana de luz sobre um anteparo contendo uma ou mais fendas pequenas, onde cada fenda dá origem a um sistema de ondas planas difratadas em todas as direções em relação ao anteparo. Se estas ondas difratadas são focalizadas num segundo anteparo, a distribuição de intensidades, ou padrão de difração, pode ser determinada em função das dimensões da abertura, do comprimento de onda, do feixe difratado e do ângulo de difração.

A difração de raios X possui características iguais, os planos atômicos de um cristal fazem o papel das fendas. Na realidade a difração de raios X resulta da combinação de dois fenômenos distintos:

- O espalhamento do feixe incidente de raios X por cada átomo do cristal.
- A interferência entre as ondas espalhadas pelos diferentes átomos. Esta interferência é possível porque as ondas espalhadas são coerentes com a onda incidente e, portanto, entre si.

A demonstração do fenômeno de difração foi realizada pelo físico alemão Von Laue em 1912. Laue, fundamentado pela informação de que os cristais eram compostos de átomos regularmente espaçados, que poderiam atuar como centro de espalhamento de raios X, se as ondas dos raios X fossem eletromagnéticas de comprimento aproximadamente igual a distância interatômica dos cristais. Assim seria possível difratar raios X, por meio dos cristais (CULLITY, 1978).

A diferença no comprimento da trajetória de raios diferentes, surge naturalmente quando se considera no cristal difratado por raios X. A Fig. 2.3 mostra que em uma seção de um cristal, os seus átomos são dispostos em um conjunto de planos paralelos A, B, C, normal ao plano, e espaçados por uma distância  $d_0$ . Se o feixe paralelo e monocromático de raios X, com comprimento de onda  $\lambda$  incidente sobre este cristal com um ângulo  $\theta$ , chamado de ângulo de Bragg, então a difração em fase deverá ocorrer. Onde  $\theta$  é medido entre o feixe incidente e os planos de cristal considerado.

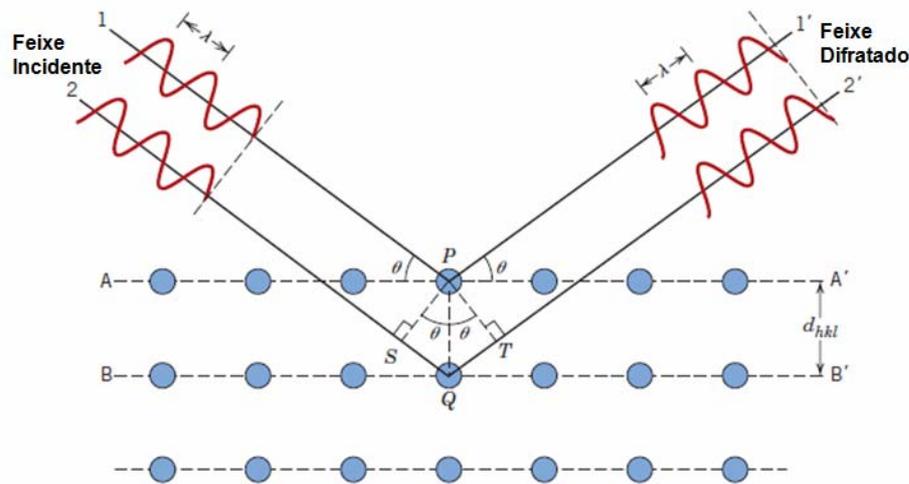


Figura 2.3: Difração de Raios X em planos de átomos.  
(Elaborada com base na figura 1.4 de: CALLISTER JR., William D., 1978)

Na Fig. 2.3, o feixe difratado tem ângulo de difração  $\theta$  igual ao ângulo de incidência. Isso mostra que o primeiro, o segundo e os demais planos de átomos que compõem o cristal terão o mesmo ângulo de incidência. Considerando os raios 1 e 2 do feixe incidente, eles atingem os átomos no ponto P e Q no primeiro e segundo plano dos átomos, eles serão

espalhadas em todas as direções. Mas, apenas na direção 1' e 2' haverá espalhamento em fase. Assim os raios espalhados por todos os átomos do primeiro plano em uma direção paralela ao raio 1' estarão em fase e adicionará a sua contribuição para o feixe difratado (CULLITY, 1978). Ou seja, o feixe difratado será definido como um feixe composto de um grande número de raios espalhados formando-se mutuamente uns aos outros. Isso será verdade para todos os planos em separado, e será igual às condições para o reforço dos raios espalhados por átomos em planos diferentes. Os raios 1 e 2, serão espalhados por átomos P e Q, e a diferença do caminho para os raios 1P1' e 2Q2' é dada por:

$$SQ + QT = d' \operatorname{sen} \theta + d' \operatorname{sen} \theta \quad (2.5)$$

Esta é também a diferença de caminho para os raios sobrepostos. Os raios 1 e 2 estarão completamente em fase se a diferença é igual ao caminho de um número inteiro  $n$  de comprimentos de onda, ou seja se Eq.(2.6) for satisfeita:

$$n\lambda = d' \operatorname{sen} \theta \quad (2.6)$$

A difração, portanto é devida essencialmente à existência de determinadas relações de fase entre duas ou mais ondas.

## 2.4 Lei de Bragg

A condição essencial para satisfazer a Lei de Bragg deve ocorrer para os seguintes casos: O ângulo  $2\theta$  deve ser medido entre o feixe difratado e o feixe transmitido. O valor de  $n$  representará a ordem de difração e poderá assumir qualquer valor integral de acordo com o  $\operatorname{sen} \theta$  e não superior a 1 unidade, e igual ao número do comprimentos de onda na diferença de caminho entre os raios espalhados por planos adjacentes.

A difração, em geral, ocorre apenas quando o comprimento de onda tem a mesma ordem de grandeza que a distância entre os centros de dispersão de repetição. Isso resulta na Lei de Bragg, desde que o  $\text{sen}\theta$  não exceda uma 1(unidade) (CULLITY,1978).

$$\frac{n\lambda}{2d'} = \text{sen}\theta \quad (2.7)$$

Assim,  $n\lambda$  deve ser inferior a  $2d'$ , para que tenha difração. O menor valor de  $n$  é 1 ( $n = 0$  corresponde ao feixe difratado na mesma direção do feixe transmitido e não podendo ser observados). Portanto, a condição para a difração em qualquer ângulo  $2\theta$  é:

$$\lambda = 2d' \quad (2.8)$$

Para a maioria dos conjuntos de planos de cristal,  $d$  é da ordem de  $3\text{\AA}$  a menos, ou seja, significa que  $\lambda$  não pode exceder o valor de  $6\text{\AA}$ . Assim, a lei de Bragg pode ser escrita na forma:

$$\lambda = 2 \frac{d'}{n} = \text{sen}\theta \quad (2.9)$$

Uma vez que o coeficiente  $\lambda$  é agora a unidade, uma reflexão de qualquer ordem pode ser considerada como uma reflexão de primeira ordem de planos reais, espaçados a uma distância  $1/n$  do espaçamento anterior. Isso acabaria tendo  $d = d'/n$  então:

$$\lambda = 2d\text{sen}\theta \quad (2.10)$$

## 2.5 Equação de Von Laue

A Equação de Bragg descreve a difração em termos de uma equação escalar. Os cristais são em geral tridimensionais e, para uma maior generalidade, as equações desenvolvidas para descrever as direções do feixe difratado, precisam ser expressas em termos de vetores.

### 2.5.1 Rede Unidimensional

Considere um espalhamento unidimensional espaçadas por uma distância  $a$ , mostrado na Fig. 2.4. A direção do feixe incidente é difratado em  $S_0$  e faz um ângulo  $\alpha$  com a linha de dispersores, definindo a direção do feixe difratado como  $S$ .

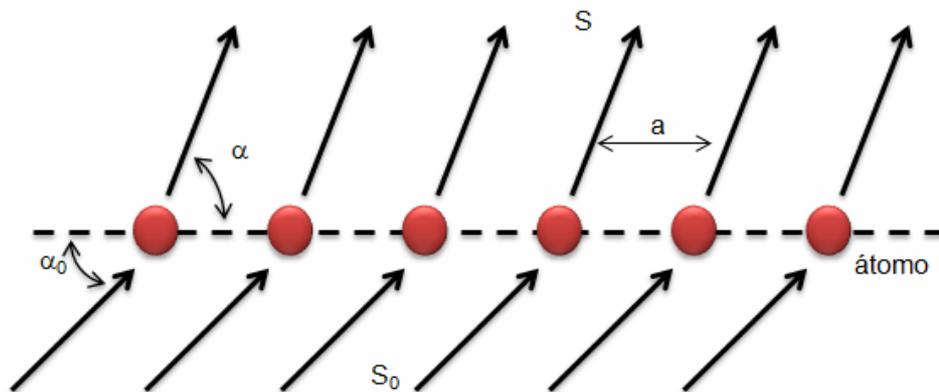


Figura 2.4: Difração de Raios X (Unidimensional).

(Elaborada com base na figura 3.4 de: Cullity, 1978)

Para que a diferença do caminho possa ser um múltiplo integral do comprimento de onda  $n\lambda$ , o ângulo  $\alpha$  que faz com  $S$ , a linha de espalhadores, deve satisfazer a equação:

$$a(\cos \alpha - \cos \alpha) = n\lambda \quad (2.11)$$

Esta equação é válida para a série de cones com eixos concêntricos, com os feixes de espalhadores, e os semi-ângulo de vértice de  $\alpha$ .

### 2.5.2 Rede Bidimensional

Se considerarmos uma rede bidimensional de espalhadores Fig. 2.5 com espaçamento  $a$  longo de um eixo e um espaçamento  $b$  no segundo eixo e se as linhas  $S_0$  e  $S$  formam um ângulo com as linhas espaçadas em  $b$ , então respectivamente teremos  $\beta$  e  $\beta_0$ . Assim, a equação Eq.(2.12) deve satisfazer a ordem para a interferência construtiva.

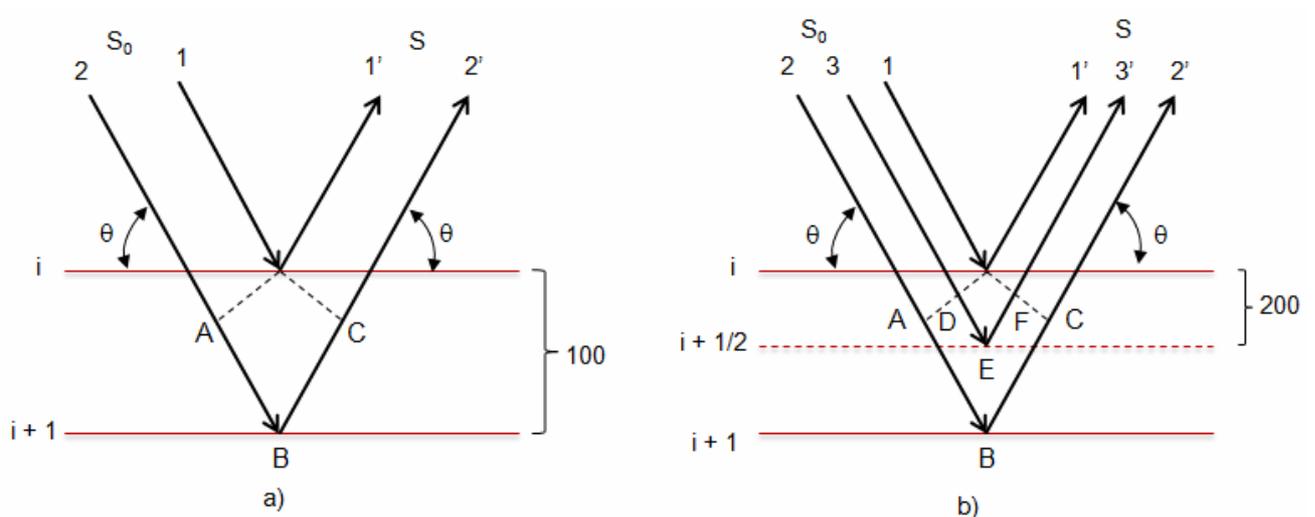


Figura 2.5: Difração de Raios X (Bidimensional).

(Elaborada com base na figura 3.3 de: Cullity, 1978)

$$b(\cos \beta - \cos \beta_0) = k\lambda \quad (2.12)$$

Onde  $k$  é um número inteiro.

Do mesmo modo, uma terceira condição surge quando consideramos uma matriz tridimensional de espalhadores com espaçamento  $C$  na terceira dimensão Eq.(2.13).

$$c(\cos \gamma - \cos \gamma) = l\lambda \quad (2.13)$$

Onde  $l$  é um número inteiro. A Eq.(2.13) é conhecida como equações de Laue e enfatizar a natureza tridimensional da difração. Geralmente, a lei de Bragg é mais conveniente à sua utilização para fins numéricos.

## 2.6 Distância Interplanar

A técnica não destrutiva de difração por raios X mede a variação da distância interplanar da rede cristalina através do processo de difração. Se o material apresenta variação da distância interplanar, isso indica o aparecimento de tensões residual. Os raios X difratados detectam a variação da distância interplanar devido a difração nos átomos que compõem os planos dos cristais.

Em qualquer sistema de cristal existem conjuntos de planos e retículos que são equivalente e relacionado por uma simetria. Estes pertencem a uma família de planos. Os índices de qualquer um plano  $hkl$ , representam um conjunto. Em geral, os planos de mesma característica têm o mesmo espaçamento, mas diferentes índices de Miller (CULLITY, 1978).

Os planos podem ter índices e espaçamentos diferentes, a única exigência é que eles sejam paralelos em uma única linha. Se o eixo de uma região tem índices  $[uvw]$ , qualquer plano pertence a essa região cujos índices  $(hkl)$  satisfazem a relação:

$$hu + hv + hw = 0 \quad (2.14)$$

Se dois planos não são paralelos, mas são planos de uma região, então são ambos paralelos a sua linha de intersecção. Se os seus índices são  $(h_1k_1l_1)$  e  $(h_2k_2l_2)$ , assim os índices do eixo da região  $[uvw]$  será dado por  $[h_1k_1l_1] \times [h_2k_2l_2]$  isso é:

$$u = k_1l_2 + k_2l_1 \quad (2.15)$$

$$v = l_1h_2 + l_2h_1 \quad (2.16)$$

$$w = h_1k_2 + h_2k_1 \quad (2.17)$$

Para encontrarmos a distância interplanar da rede cristalina do material a ser analisado, devemos saber qual o sistema de cristal envolvido no material. Para o nosso caso, utilizamos equação do sistema cúbico:

$$d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \quad (2.18)$$

O valor de “a” representa os parâmetros da célula cristalina com ou sem deformação dos planos do material (rede cúbica). É importante lembra que no sistema cúbico, para todos os sistemas cristalinos  $[hkl]$  em geral não são perpendicular ao  $(hkl)$ .

Na tabela Tab.(2.1) estão os valores de  $[hkl]$  usados para o cálculo do valor de  $\theta$  e  $2\theta$ .

Tabela 2.1: Os valores de  $h k l$  usados no cálculo de  $\theta$  e  $2\theta$ .

<b>Aço Mola ( Aço Carbono – SAE 1070 )</b>					
<b><i>h</i></b>	<b><i>k</i></b>	<b><i>l</i></b>	<b><i>d</i></b>	<b><math>\theta</math></b>	<b><math>2\theta</math></b>
<b>2</b>	<b>1</b>	<b>1</b>	1,1708802	77,886763	155,77353

## 2.7 Métodos de Difração

A Difração de raios X pode ocorrer sempre que a condição de Bragg for satisfeita. Esta equação impõe muitas restrições sobre o comprimento de onda  $\lambda$  e o ângulo  $\theta$  para um dado cristal. Com radiação monocromática, um arranjo de um simples cristal, num feixe de raios X, não produzirá qualquer feixe difratado. Para satisfazer a condição de Bragg, é preciso variar o comprimento de onda ou o ângulo de incidência durante o experimento.

As formas em que estas quantidades são variadas são separadas em três principais métodos de difração que está apresentado na tabela Tab.(2.2).

Tabela 2.2: Os métodos usados na Difração de raios X.

<b>Métodos de Difração de Raios X</b>			
<b>Métodos</b>	$\lambda$	<b>Ângulo de Incidência</b>	<b>Aplicação</b>
<b>Laue</b>	Variável	Fixo	Orientação e qualidade do cristal
<b>Rotação do Cristal</b>	Fixo	Variável	Determinar estruturas desconhecidas
<b>Pó</b>	Fixo	Variável	Determinar parâmetros de rede

Em nosso experimento nós usamos a variação do ângulo de difração e comprimento de onda fixa, pois o comprimento de onda do equipamento é uma característica fixa, relacionada ao tipo de anodo utilizado. Como nas linhas de difração escolhidas, as medidas das tensões por tensometria de raios X é a parte do espectro obtido pelo método do Pó (CULLITY, 1978). Então a posição dessas linhas será caracterizada pelo valor do ângulo de difração. Assim, usando a Lei de Bragg Eq.(2.10), e o ângulo de incidência, o método calcula o espaçamento dos planos de difração.

Uma das vantagens para esse método, é que sendo uma técnica não destrutiva podemos realizar as medidas na amostra várias vezes. Outros fatores que torna essa técnica importante:

- A penetração que dependerá do comprimento de onda dos raios X que varia de  $5\mu$  a  $50\mu$ .
- Dos tipos de tensões (Macrotensões, Microtensões ou Submicrotensões).
- Mede a variação do espaçamento interplanar de materiais policristalinos.

### 3 TENSOMETRIA POR DIFRAÇÃO DE RAIOS X

A tensometria por difração está fundamentada na teoria de difração de raios X e na mecânica dos materiais. Como os cristais apresentam distância interplanar uniformes, ocorre uma interferência construtiva de ondas do feixe incidente de raios X no cristal. Os procedimentos necessários para que ocorra tal fenômeno (difração de raios X) está fundamentado na lei de Bragg Eq.(2.10).

Para determinarmos as tensões presentes no material, devemos medir a deformação em relação ao deslocamento do pico de difração. Os procedimentos para isso estão fundamentados na teoria da elasticidade. Nas linhas de difração para as medidas das tensões por tensometria de raios X. A posição das linhas é caracterizada pelo valor do ângulo de difração (CULLITY, 1978).

#### 3.1 Tensões Mecânicas

As tensões mecânicas que atuam em uma unidade de volume de uma peça ou de uma estrutura é uma grandeza, importante que determina sua durabilidade. Se considerarmos uma unidade volumétrica da amostra como referencial, veremos a distribuição das forças nesse elemento de volume Fig. 3.1.

As tensões nas direções dos eixos x, y e z são chamadas de tensões normais Fig. 3.1 e representadas por  $(\sigma_x; \sigma_y; \sigma_z)$  elas têm sinal absoluto, enquanto as tensões cisalhantes indicadas por  $(\tau_{xy}; \tau_{xz}; \tau_{yx}; \tau_{yz}; \tau_{zx}; \tau_{zy})$  têm sinais relativos.

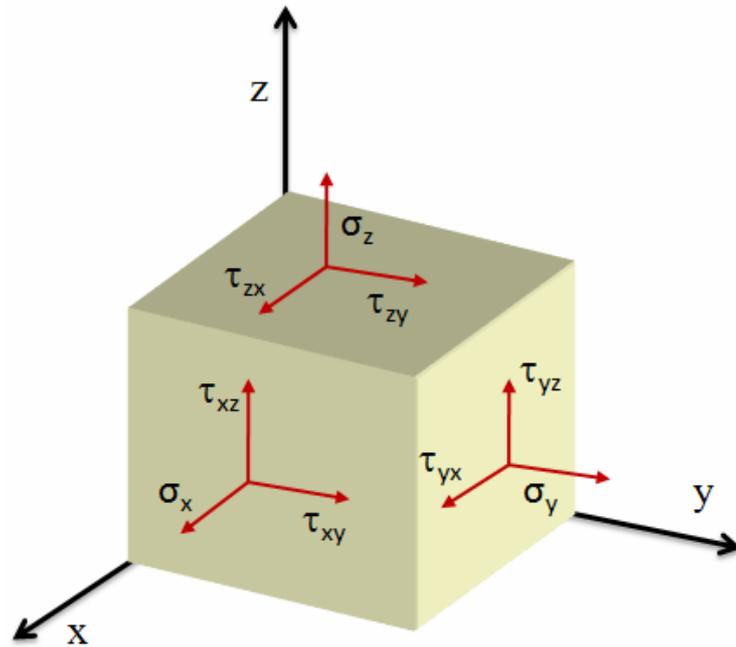


Figura 3.1: Componentes do Tensor de uma unidade de volume do material.

(Criada com base no endereço – vide em [http://commons.wikimedia.org/wiki/Image:Stress\\_tensor.png](http://commons.wikimedia.org/wiki/Image:Stress_tensor.png))

A tensão, portanto, representa um tensor de segunda ordem. Representando esse tensor de segunda ordem como uma matriz de ordem 3 x 3 teremos:

$$\hat{\sigma} = \begin{bmatrix} \sigma_x & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma_y & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma_z \end{bmatrix}$$

Como há um equilíbrio do elemento do volume (TIMOSHENKO e GERE, 1972), assim:

$$\begin{cases} \tau_{xy} = \tau_{yx} \\ \tau_{xz} = \tau_{zx} \\ \tau_{yz} = \tau_{zy} \end{cases}$$

Por isso, o tensor de tensões é simétrico, assim a matriz tensor terá então apenas 6 componentes independentes. Portanto, para determinarmos o estado das tensões é preciso fazer apenas 6 medições no mínimo, independente do método usado.

Se o material tem um estado de tensão biaxial, ou seja, uma matriz de ordem 2, em que  $\sigma_z = 0$ . Podemos determinar o valor da tensão normal em uma direção qualquer usamos a equação:

$$\sigma_\varphi = \sigma_1 \cos^2 \varphi + \sigma_2 \sin^2 \varphi \quad (3.1)$$

Onde  $\varphi$  é o ângulo azimutal pelo qual é feita a medida.

A tensão cisalhante para esse caso pode ser determinada por:

$$\tau_\varphi = \frac{(\sigma_1 - \sigma_2)}{2} \sin 2\varphi \quad (3.2)$$

Para determinarmos as tensões normais e cisalhantes no estado bidimensional (plano) usamos as equações:

$$\sigma_\varphi = \sigma_x \cos^2 \varphi + \sigma_y \sin^2 \varphi + \tau_{xy} \sin 2\varphi \quad (3.3)$$

$$\tau_\varphi = \frac{(\sigma_x - \sigma_y)}{2} \sin 2\varphi - \tau_{xy} \cos 2\varphi \quad (3.4)$$

### 3.2 Deformação

A deformação da estrutura cristalina do material implica na mudança da distância interplanar. A aplicação de forças externas no material resulta na alteração das dimensões e na forma do sólido. Como o material está sob tensão, sua estrutura cristalina ficará deformada e o resultado será a mudança na distância interplanar expressa por  $\Delta d$ , sendo:

$$\Delta d = d - d_0 \quad (3.5)$$

Onde  $d$  é a nova distância interplanar no material deformado com distância inicial  $d_0$ . Assim, a deformação na rede cristalina do material será dada pela Eq.(3.6).

$$\varepsilon = \frac{\Delta d}{d} \quad (3.6)$$

Onde a deformação é o resultado da alteração da rede cristalina do material. Assim, podemos representar essa deformação em termos de um tensor da deformação sofrida no material. Usando a mesma definição que foi vista para o tensor das tensões, e tendo as mesmas propriedades, podemos então, apresentar a deformação como um tensor de segunda ordem, que pode ser representado como uma matriz de ordem 3 x 3.

$$\hat{\varepsilon} = \begin{bmatrix} \varepsilon_x & \varepsilon_{xy} & \varepsilon_{xz} \\ \varepsilon_{yx} & \varepsilon_y & \varepsilon_{yz} \\ \varepsilon_{zx} & \varepsilon_{zy} & \varepsilon_z \end{bmatrix}$$

Apresentando as mesmas propriedades e condições de equilíbrio e simetria, o tensor deformação terá:

$$\begin{cases} \varepsilon_{xy} = \varepsilon_{yx} \\ \varepsilon_{xz} = \varepsilon_{zx} \\ \varepsilon_{yz} = \varepsilon_{zy} \end{cases}$$

As equações que determinam a deformação em uma direção arbitrária em coordenadas esféricas podem ser expressas por:

$$\varepsilon_{\varphi} = \varepsilon_1 \cos^2 \varphi + \varepsilon_2 \sin^2 \varphi \quad (3.7)$$

$$\varepsilon_{\varphi,\psi} = (\varepsilon_{\varphi} - \varepsilon_3) \sin^2 \psi + \varepsilon_z \quad (3.8)$$

Usando a lei de Hooke para expressa as relações entre tensões e a deformações, teremos a seguinte equações:

$$\hat{\sigma} = \hat{C} \cdot \hat{\varepsilon} \quad (3.9)$$

$$\hat{\varepsilon} = \hat{S} \cdot \hat{\sigma} \quad (3.10)$$

Onde  $\hat{S}$  e  $\hat{C}$  são os tensores de grau 4, chamado de tensões de constante elástica de rigidez e cedência respectivamente. Podemos escrever essa lei na outra forma pela equação:

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \cdot \varepsilon_{kl} \quad (3.11)$$

$$\varepsilon_{ij} = S_{ijkl} \cdot \sigma_{kl} \quad (3.12)$$

Para materiais isotrópicos (materiais policristalinos) a Eq.(3.12), por exemplo, pode ser expressa como três equações para as deformações  $\varepsilon_1$ ,  $\varepsilon_2$  e  $\varepsilon_3$ :

$$\varepsilon_1 = \frac{1}{E} [\sigma_1 - \nu(\sigma_2 + \sigma_3)] \quad (3.13)$$

$$\varepsilon_2 = \frac{1}{E} [\sigma_2 - \nu(\sigma_1 + \sigma_3)] \quad (3.14)$$

$$\varepsilon_3 = \frac{1}{E} [\sigma_3 - \nu(\sigma_1 + \sigma_2)] \quad (3.15)$$

### 3.3 Tensões Residuais

As tensões residuais existem no material livre de forças externas aplicadas, e estão presente no material devido ao surgimento de deformações plásticas irregulares. Isto é, essas tensões residuais aparecem em materiais que não estão sob a ação de cargas externas e a condições de variações de temperatura.

Considerando um material (barra) deformado elasticamente, aplicando a ele uma carga, após retirarmos a carga, esse material volta ao seu estado inicial, mas existirão modificações permanentes. A tensão presente neste material com a ausência de forças externas é chamada de tensão residual (TIMOSHENKO e GERE, 1994).

Na conformação de materiais metálicos é praticamente inevitável a ocorrência de tensões residuais. Normalmente, as tensões residuais em materiais metálicos têm sido indicadas e diferenciadas pelos processos tecnológicos que as produzem. Em consequência, as tensões residuais podem ser chamadas de: tensões residuais de deformação, de têmpera, térmica, de nitretação, de usinagem, de conformação, de eletrodeposição, de soldagem, etc.

### 3.4 Classificação das Tensões

A relação entre a classificação das tensões residuais está relacionada com as condições estruturais do material, e as características do mesmo. Essas tensões são classificadas como: macrotensões, microtensões e submicrotensões.

Para analisar os diferentes tipos de tensão residual presente no material, devemos considerar os seguintes casos:

O primeiro tipo de tensão “macrotensões” ocorre em uma dimensão específica de variação que é da ordem do tamanho da peça do material e estão em equilíbrio nos limites de uma amostra inteira ou da peça. Ocorrerá um desequilíbrio no volume do corpo caso ocorra uma separação de uma parte do material.

Identificar essas tensões previamente é de grande importância, já que nos permite elevar consideravelmente a segurança das instalações, máquinas e mecanismos, em sua vida útil.

Na difração de raios X, a variação do deslocamento dos picos no perfil analisado, indica a presença de tensões residuais no material.

Analisando a lei de Bragg Eq.(2.10) podemos entender que se  $\sigma$  relaciona o aumento da distância  $d$ , então  $\theta$  deve diminuir, ou ao contrário. Na Fig. 3.2 vemos esse caso para a difração sob um ângulo  $\theta$ .

Quanto maior a variação do deslocamento dos picos, maior a tensão no material. Existem dois casos distintos:

- ✓ O deslocamento ocorre para a direita, então  $\sigma > 0 \rightarrow d_{\psi=0} < d_{\psi=60}$
- ✓ O deslocamento ocorre para à esquerda, então  $\sigma < 0 \rightarrow d_{\psi=0} > d_{\psi=60}$

Em relação às macrotensões após soldagens temos um equilíbrio de tensões nos vários locais da região de solda. Por exemplo, para as regiões longitudinais.

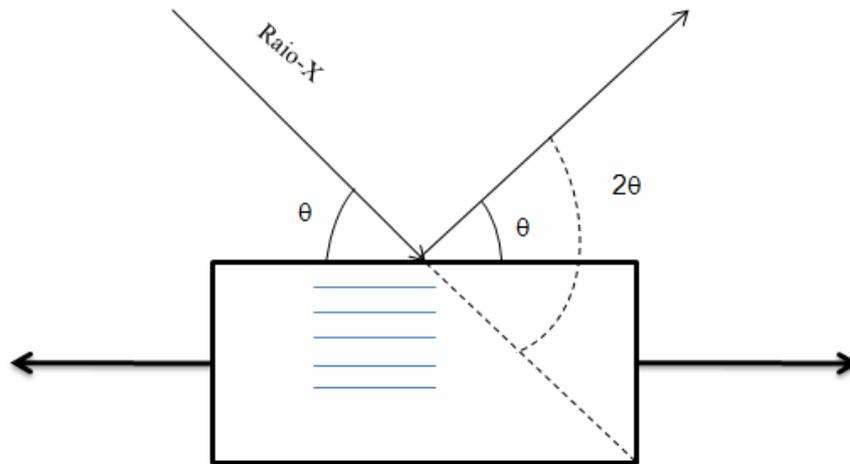
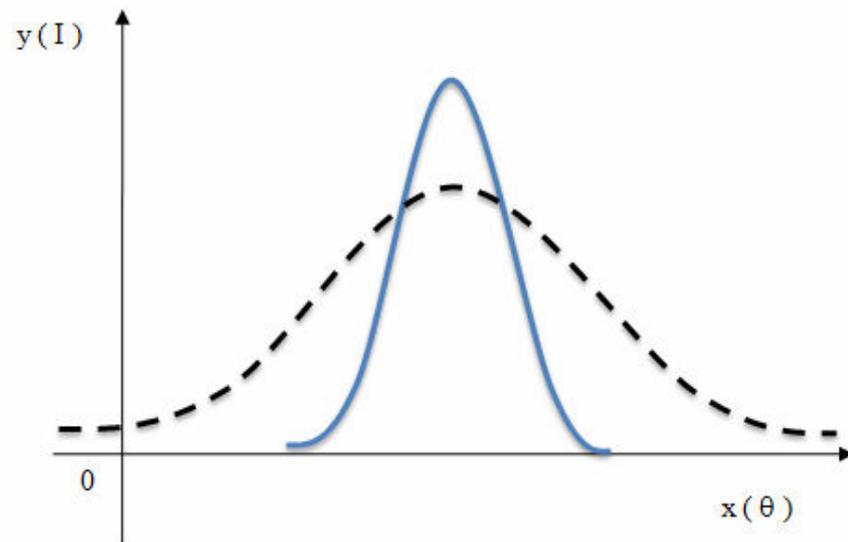


Figura 3.2: Difração sob o ângulo  $\theta$ , lei de Bragg.

O segundo tipo “microtensão” ocorre na dimensão da ordem do tamanho do grão, essas tensões são equilibradas em relação ao tamanho do grão, lamela, perlita, etc.

Para a análise do perfil difratado, ocorrerá um alargamento no perfil conforme Fig. 3.3. Uma das causas para esse alargamento pode ser o crescimento do grão, gradiente de temperatura no processo de soldagem ou a distorção da rede cristalina do material, que também poderá influenciar no alargamento do perfil.



Figura

3.3:

Alargamento do perfil difratado.

O terceiro tipo “submicrotensões” vai ocorrer nas dimensões interatômicas de um grupo de átomos. Essas tensões estão em equilíbrio da célula unitária, podem ser chamadas de distorção da estrutura caracterizada pela difusão de alguns átomos da célula cristalina, que causa a diminuição da intensidade do pico de difração Fig.3.4.

Na equação Eq.(3.16)  $B$  é a largura do perfil e  $I_{Max}$  é a intensidade máxima.

$$B = \frac{\int I(\theta) d\theta}{I_{Max}} \quad (3.16)$$

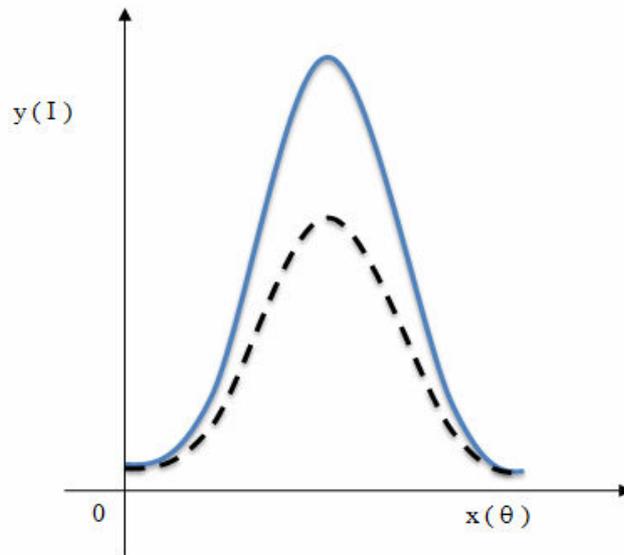


Figura 3.4: Intensidade do perfil difratado.

A tensão do primeiro tipo é considerada uma das mais importantes, pois pode levar à fratura do material, justificando assim sua análise e medição.

Segundo (MONIN, et al., 1985), o equilíbrio e as relações entre as tensões e nas várias regiões da solda podem ser dadas por:

$$\int_{A_{peça}} \sigma(t) dt = 0 \quad (3.17)$$

Em relação as tensões transversais, o equilíbrio deve satisfazer a Eq.(3.17) que fazendo uma separação pode ser expressa como:

$$\int_{A_{Total}} \sigma(t) dt = -\int_{A_1} \sigma(t) dt + \int_{A_2} \sigma(t) dt = 0 \quad (3.18)$$

Se  $A_1$  tiver sinal positivo (Tensão trativa) na superfície  $A_2$  terá sinal negativo (Tensão compressiva) no interior do material, ou caso contrário. Isso pode ocorrer em várias regiões

da peça. As tensões longitudinais superficiais, após solda na mostra analisada, apresentou sinal positivo ( + ) enquanto a transversal ao cordão de solda, sinal negativo ( - ).

### 3.5 Processos de Soldagem

Soldagem é a técnica de reunir duas ou mais partes constitutivas de um todo, para garantir entre elas as mesmas propriedades mecânicas do material.

A soldagem por fusão é caracterizada pelo aquecimento de regiões localizadas nas peças, permanecendo o restante destas em temperaturas muito inferiores. As regiões aquecidas tendem a se dilatar, mas esta dilatação é dificultada pelas partes adjacentes submetidas a temperaturas menores, o que resulta no surgimento de deformações plásticas no material aquecido. Como consequência, ao final do processo de soldagem, tensões internas (residuais) e mudanças permanentes de forma e de dimensões ocorre na peça. Tanto as tensões residuais como as distorções podem afetar de modo importante a utilidade e o desempenho da estrutura soldada, sendo fundamental o conhecimento de suas características e de medidas para a prevenção e controle.

Durante o processo, primeiro o metal derrete e em seguida se solidifica muito rapidamente. A peça rapidamente conduz o calor e neste processo o material em volta será tratado termicamente.

Na maioria dos processos de soldagem por fusão, as juntas soldadas apresentam várias zonas distintas.

Na zona afetada pelo calor a estrutura do metal é modificada por um rápido aquecimento e resfriamento subsequente, sendo que a composição química não é alterada e as dimensões da área afetada dependem dos processos de soldagem e da natureza dos metais a serem utilizados.

**Zona de Fusão:** Nesta faixa ocorre a fusão parcial e, durante certo tempo, verifica-se uma mistura das fases sólida e líquida.

**Zona de Super Aquecimento:** nessa região o metal é super aquecido de modo que haja crescimento de grão. É a faixa mais frágil da junta.

**Zona de Normalização:** Nessa região ocorre a formação de uma estrutura fina e as propriedades mecânicas resultantes são boas. À medida que a distância do cordão de solda aumenta, as influências da temperatura na estrutura do material diminui.

### 3.5.1 Soldagem MIG

Na soldagem MIG, um arco elétrico com gás de proteção é estabelecido entre a peça e um consumível na forma de arame. O arco funde continuamente o arame à medida que este é alimentado na poça de fusão. O metal de solda é protegido da atmosfera pelo fluxo de um gás (ou mistura de gases) inerte ou ativo. Na soldagem MIG (Metal Inerte Gás) se utiliza um gás inerte, com uma corrente contínua, normalmente com o arame no pólo positivo. Essa configuração é conhecida como polaridade reversa. A corrente de soldagem está entre 50 A até 600 A, com uma tensão variando de 15 V a 32 V. O arco elétrico autocorrigido e estável é obtido com o uso de uma fonte de tensão constante e com um alimentador do arame com velocidade constante.

### 3.6 **Tensões Residuais de Soldagens**

De acordo com Welding Handbook AWS (1994), tensões residuais que aparecem em soldagem, são tensões que existem nas junções soldadas sem a atuação de forças ou momentos externos, e se formam durante o processo de soldagem e resfriamento, como consequência de deformações temporárias locais e heterogêneas, em escala macroscópica e microscópica do cordão de solda, zona térmica afetada (ZTA) pelo calor e pelo material de base.

O processo de solidificação e resfriamento do metal fundido no início da solidificação é principalmente fontes de tensões residuais na região de solda. No início da solidificação acontece o encolhimento (shrinkage) acompanhado de tensões compressivas no cordão até a formação de porosidade. A segunda provoca contração e gradiente de temperatura com formação de tensões trativas e no caso deformações heterogenias.

A determinação das tensões residuais macroscópicas na soldagem limita-se à determinação das componentes das tensões residuais paralelas e perpendiculares ao cordão de solda, denominadas respectivamente por tensões residuais longitudinais  $\sigma_y$  e tensões residuais transversais  $\sigma_x$ .

As tensões residuais microscópicas, dependendo das condições de aquecimento e resfriamento que o material sofre podem apresentar tamanhos de grãos diferentes, com ou sem morfologia diferentes, fases diferentes e orientações cristalográficas diferentes. Nas regiões microestruturais, há ocorrência de diferentes densidades de discordância, gradientes na dissolução de elementos da liga ou impurezas dentro dos grãos e contornos de grão, ocorrência de fases com volumes diferentes, e orientações cristalográficas. O aparecimento do perfil alargado no sistema significa que existe microtensões residual no material.

Tensões residuais nas soldagens podem ter dois principais efeitos: produzir distorções que causará falha prematura do material. Distorções são causadas quando o calor da região de solda contrai não uniformemente, causando contração em uma parte da solda, gerando tensões na secção do cordão de solda.

Outra forma para o surgimento de tensões residuais é devido ao resfriamento mais rápido da superfície. Nesse processo, o resfriamento não é homogêneo ao longo da espessura do material e também na superfície. A superfície resfria-se mais rapidamente que o interior devido ao gradiente de temperatura nas direções longitudinal, transversal ao cordão de solda e ao longo da espessura da peça. Este gradiente de temperatura poderá ocasionar deformação plástica localizada e, conseqüentemente, tensões residuais ao longo da espessura (ESTEFEN, et al., 2008). Nesse caso, a junta soldada apresentar elevado gradiente de temperatura em relação a espessura e baixo limite de escoamento nesta faixa de temperaturas.

A Fig. 3.5 mostra os principais efeitos das tensões residuais transversais no processo de soldagem.

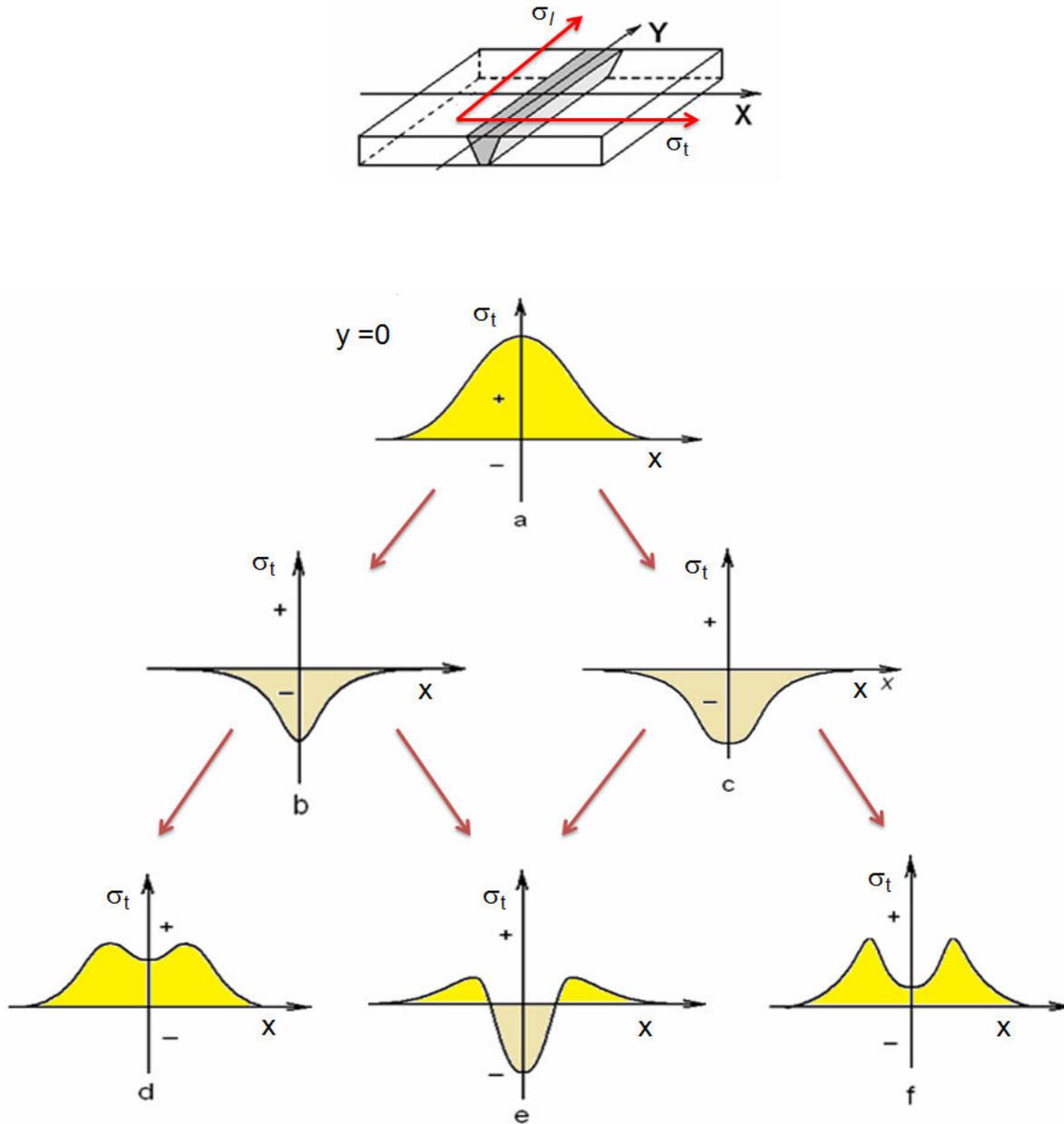


Figura 3.5: Variação das tensões residuais transversais: a = contração, b = resfriamento superficial rápido, c = transformação de fase, d = contração + resfriamento superficial rápido, e = contração + resfriamento superficial rápido + transformação de fase, f = contração + transformação de fase.

(Elaborada de acordo com a Fig.2 de (Estefen, et al, 2008) – Conferencia de Tecnologia de soldagem e inspeção)

O resfriamento mais rápido da superfície não é a única fonte de tensões residuais, pois se fosse, encontraríamos tensões compressivas na superfície e, em equilíbrio, tensões trativas seriam obtidas no interior. Muitos fatores podem contribuir para o surgimento das tensões, um deles pode ser devido à transformação de fase na solda, outra forma é a transformação de fase da austenita para ferrita, bainita, perlita ou martensita.

Alterações do volume das fases diferentes são distribuídas heterogenicamente e por isso surgem as tensões residuais entre os locais de fases diferentes com essas fases. Por exemplo, tensões compressivas na fase com volume maior e tensões trativa na fase com volume menor.

Assim, no processo de soldagem, o material da zona fundida e da zona termicamente afetada sofre transformação de fase, aumentando seu volume, o que será impedido (pelo menos na direção longitudinal da solda) pelo restante do material frio e não transformado (ESTEFEN, et al., 2008).

A análise de tensões residuais em estruturas e componentes é muito importante para o controle do funcionamento de várias construções industriais. O Método de Difração de Raios X é um método conclusivo que apresenta boa precisão nas medidas de tensões (MONIN, et al., 2006; ASSIS, et al., 2006).

## 4 METODOLOGIA PARA A ANÁLISE DAS TENSÕES RESIDUAIS

### 4.1 Método do $\text{sen}^2\psi$ para medir tensões

Um dos principais métodos de medir tensão residual por difração de raios X é o método do “ $\text{sen}^2\psi$ ”, que é fundamentado na medida da deformação em relação ao ângulo difratado, que é caracterizada pela posição angular da linha de difração. Esse método é estruturado na lei de Bragg e na teoria da elasticidade (TIMOSHENKO, 1980).

Como na difração de raios X a mudança da distância interplanar Eq.(3.5) vai provocar um deslocamento de posição da linha de difração dada pelo ângulo  $\theta$ , com a variação do pico de difração dada por:

$$\Delta\theta = \theta - \theta_0 \quad (4.1)$$

Usando a equação da deformação Eq.(3.6) em termos de  $\varepsilon_{\varphi,\psi}$ , podemos representar a deformação usando a derivada em relação à lei de Bragg Eq.(2.10), termos então a equação:

$$\varepsilon_{\varphi,\psi} = \frac{\Delta d}{d} = -ctg\theta.\Delta\theta = -ctg\theta(\theta_{\varphi,\psi} - \theta_0) \quad (4.2)$$

A Eq.(4.2) mostra por um lado a relação entre as expressões da deformação  $\Delta d$  das distâncias entre os planos que difratam os raios X incidentes e o deslocamento das linhas difratadas do ângulo  $\theta$ . Por outro lado essa equação interpreta com precisão a medida da deformação  $\frac{\Delta d}{d}$  dependendo da determinação do ângulo de difração experimental  $\frac{\Delta\theta}{\Delta d}$ . Para fixo o valor de  $\Delta\theta$  a precisão  $\frac{\Delta d}{d}$  é proporcional a  $ctg\theta$  ou quanto maior o ângulo de difração melhor será a precisão para determinar a deformação.

Usando a Eq.(3.8) a lei de Hooke e a teoria da elasticidade, encontramos:

$$\varepsilon_{\varphi,\psi} = - \left( \frac{(1+\nu)\sigma_{\varphi} \text{sen}^2\psi + \nu(\sigma_1 + \sigma_2)}{E} \right) = -\text{ctg}\theta(\theta_{\varphi,\psi} - \theta_0) \quad (4.3)$$

Onde  $\varphi$  é o ângulo azimutal e  $\psi$  é o ângulo polar;  $E$ ,  $\nu$  são as constantes de elasticidade do material;  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  são tensões principais.

Igualando as equações Eq. (4.2) e Eq.(4.3) e realizando alguns procedimentos matemáticos aqui omitidos, podemos encontrar a equação:

$$\theta_{\varphi} = \sigma_{\varphi} \frac{-(1+\nu)}{E} \cdot \frac{\text{sen}^2\psi}{\text{ctg}\theta} + \frac{\nu(\sigma_1 + \sigma_2)}{E \text{ctg}\theta} + \theta_0 \quad (4.4)$$

Onde,  $\sigma_{\varphi}$  é tensão na direção  $\varphi$  e  $\theta$  é ângulo de difração do material sem tensão.

A Eq. (4.4) é à base do método do  $\text{sen}^2\psi$ . A dependência entre o ângulo de difração  $\theta_{\varphi,\psi}$  e o  $\text{sen}^2\psi$ , pode ser visto pelo gráfico Fig. 4.1.

A relação entre  $\theta$  e o  $\text{sen}^2\psi$  representa uma função linear, e sua inclinação pode ser calculada pela Eq. (4.5).

$$\text{tg}\alpha = (\theta_{\varphi,\psi} - \theta_0) = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{\varphi} \text{tg}\theta \quad (4.5)$$

Assim, podemos calcular o valor da tensão usando a Eq. (4.6) que representa a variação do  $\text{sen}^2\psi$  em relação ao perfil analisado (NOYAN, COHEN, 1987).

$$\sigma_{\varphi} = -\frac{E}{1+\nu} \text{ctg}\theta(\theta_{\psi=90} - \theta_{\psi=0}) \quad (4.6)$$

Onde  $(\theta_{\psi=90} - \theta_{\psi=0})$  é a inclinação da linha reta em função de  $\theta_{\psi} = f(\text{sen}^2\psi)$ . O gráfico Fig. 4.2 mostra a relação da tensão para o deslocamento dos picos de difração. Se o pico de difração se desloca para a direita, teremos coeficiente angular com sinal positivo, conseqüentemente a tensão terá sinal negativo (Tensão de compressão). Caso contrário, tensão de tração. A vantagem para o uso dessa equação é que não precisamos saber o ângulo inicial de difração do material livre de tensões.

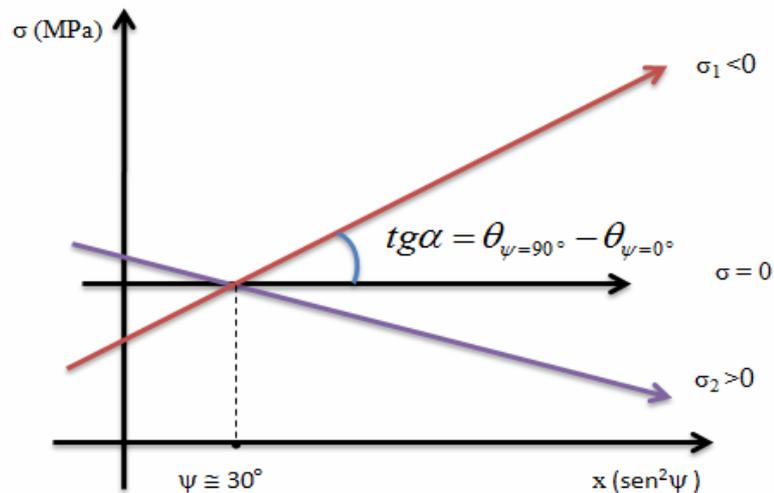


Figura 4.1: Relação entre o ângulo de difração e a função  $\theta_{\psi} = f(\text{sen}^2\psi)$ .

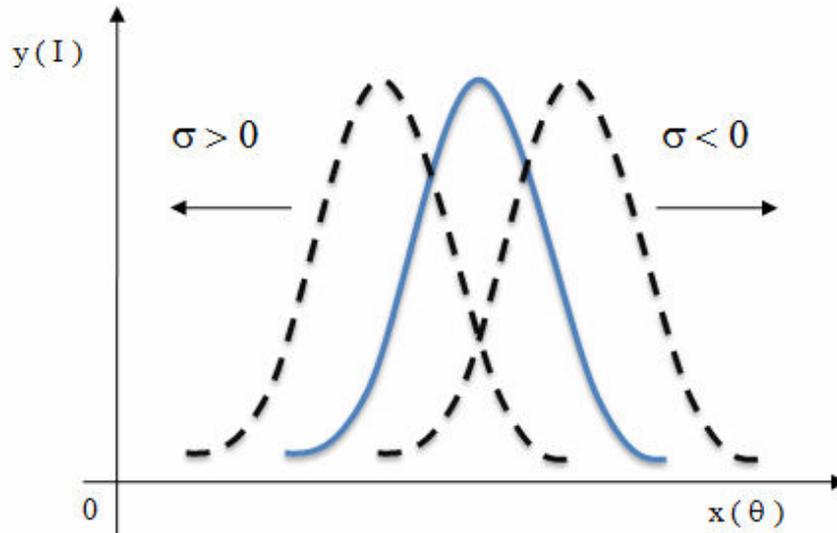


Figura 4.2: Deslocamento do pico de Difração.

Esse método é bastante usado por sua precisão e eficácia. Uma das vantagens no seu uso é que podemos medir a tensão em uma profundidade que varia de  $5\mu\text{m}$  a  $50\mu\text{m}$  dependendo do comprimento de onda dos raios X. Outra como mencionou na página anterior, é que não precisamos conhecer a posição inicial exata do pico de difração, é necessário somente conhecer o deslocamento dos picos de difração. Como mostra a Eq.(4.6) a precisão das medidas de uma componente de tensão  $\sigma_\varphi$  é determinada pela precisão da medida da posição do ângulo da linha de difração  $\theta_{\varphi,\psi}$ .

#### 4.2 Precisão do método de medida de tensões por difração de raios X.

Equação final para cálculo do valor de tensão medida no Al ( Alumínio ) pelo método do «  $\text{sen}^2\psi$  » é dada por:

$$\sigma = -0,52(N_{90} - N_0) \text{ MPa} \quad (4.7)$$

A precisão de medida da tensão é associada a dois casos:

Primeiro é associado com determinação da posição da linha de difração que depende de largura desta linha. Analisando vários perfis encontrados no experimento podemos constatar que a precisão de determinação de posição dos picos varia de 5 canais para estreito perfil até 10 canais para perfil largo.

Segundo caso de influencia na precisão de medida de tensão é associado com dispersão aleatória dos dados do experimento de difração dependidos de heterogeneidade local de estrutura policristalina dos corpos de prova de alumínio. Esta parte pode ser descrito por desvio padrão dos pontos na dependência linear  $2\theta = f(\text{seno}^2\psi)$ .

Analisando determinação de posição dos picos e desvio padrão para varias linhas de difração encontradas nas medidas de tensões, podemos concluir que a precisão no cálculo do valor de tensão no alumínio medida  $\Delta\sigma$  varia de 5 MPa até 10 Mpa ou:

$$\Delta\sigma = \pm(5 \div 10) \text{ MPa} \quad (4.8)$$

### 4.3 Difratorômetro

O difratômetro que realizamos as medidas foi desenvolvido aqui no Instituto Politécnico da UERJ. Esse novo aparelho foi idealizado para proporcionar medidas confiáveis e precisas em laboratório ou em campo. Nesse difratômetro de raios X o detector é sensível à posição. A coordenada da localização do impulso elétrico produzido pelo fóton de raios X é determinada por comparação entre o tempo de passagem do impulso elétrico nas portas à esquerda e à direita. O comprimento total da janela do detector é igual a 50 mm e a resolução linear na determinação da posição do impulso é de 0,0125 mm, a resolução da medida do ângulo de difração na escala  $2\theta$  é igual a  $0,004^\circ$ .

A ampola tem comprimento de 140 mm e diâmetro é 33 mm, está colocada em uma blindagem de alumínio com isolador elétrico de teflon. Sua potência é variável, dependendo do material do ânodo, no intervalo 150 200 W. Seu foco ótico é de  $0,5 \times 0,1\text{mm}$ , o que permite uma boa geometria de exposição. O microfoco da ampola possibilita a construção simplificada do colimador que é montada em frente da janela da saída do raios X incidente. A construção da fenda cilíndrica do colimador permite variar a largura do feixe de raios X pela

simples rotação da fenda, sem perda do ajuste do difratômetro. A Fig. 4.3 e Fig. 4.4 mostram uma visão geral do difratômetro (ASSIS, et al., 2003).



Figura 4.3: Difratômetro de Raios X(1 Unidade Eletrônica, 2 Goniômetro e suporte da amostra, 3 Ampola de raios X, 4 Detector, 5 Fonte para a alta tensão, 6 Colimador)

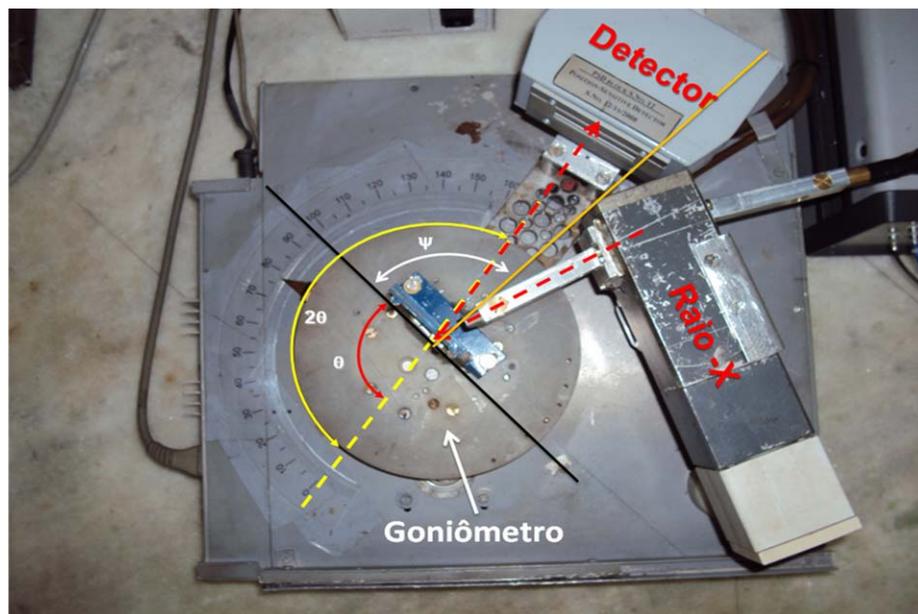


Figura 4.4: Difratômetro de Raios X

O material é posicionado onde a bissetriz formada pelo raio de incidência e o raio difratado faz forma com a superfície do material um ângulo reto. É fácil ver que esse local é a metade do ângulo de posicionamento do detector, no caso  $2\theta$ .

#### 4.3.1 Calibração

Na calibração do aparelho, nós usamos um material livre de tensões (Aço Mola). Nesse material determinamos o valor de referência que será usado em todas as medias. Como, esse material está livre de tensões residuais, seu perfil apresenta distinção dos picos  $K_{\alpha 1}$  e  $K_{\alpha 2}$  Fig. 4.5.

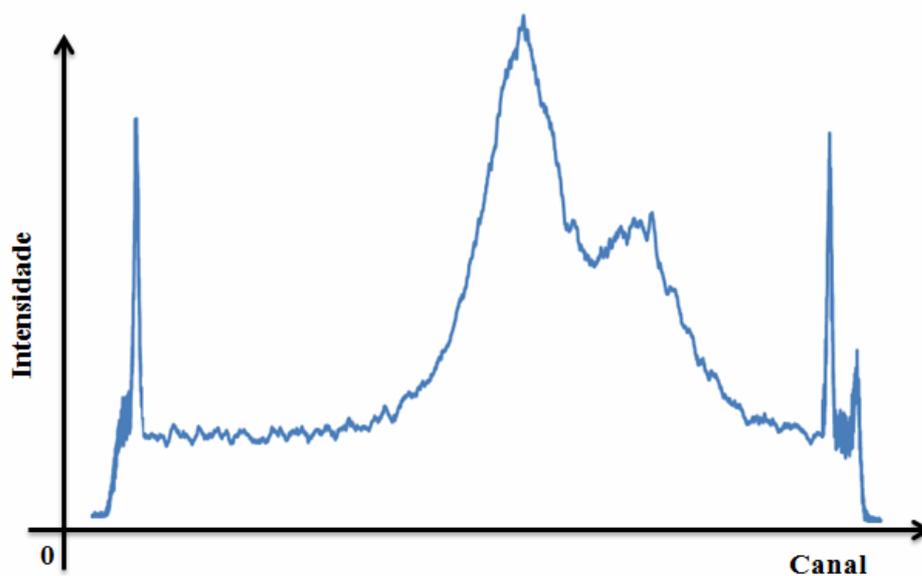


Figura 4.5: Perfil do Aço Mola, com distinção dos picos  $K_{\alpha 1}$  e  $\alpha 2$  (Calibração do aparelho)

A calibração é um procedimento de conhecimento das características  $N_{ref}$  e  $K$  da equação relacionada às incidências do feixe de raios X iguais a  $0^\circ$  e  $60^\circ$ . Para isso é necessário fazer as exposições dos dois materiais padrões com ângulos de difração conhecidos e livres de tensões residuais

A calibração é o processo em que devemos encontrar os valores que serão usados nas demais medidas. Isso é toda a amostra a serem analisadas vão ter o mesmo padrão de valores.

Esses valores correspondem a  $N_{ref}$  e  $K$  (MONINE, et al.,2002, ASSIS, et al., 2007). Para determinar esses valores precisamos usar uma amostra que seja livre de tensões. Nós usamos em nossa análise para a calibração o material Aço mola. Para encontramos o coeficiente de transformação da distância na janela do detector para as posições angulares usa-se:

$$k = \frac{\Delta(2\theta_{dif})}{\Delta N_{dif}} \quad (4.9)$$

Essa equação utiliza a razão para a variação da posição do detector para dois pontos distintos, pela variação da posição  $N_{canal}$  dos picos  $k_{\alpha 1}$  em ambos os pontos medidos. Com essa equação podemos encontrar o valor de  $k$ , mas a equação que aproxima do valor exato, é dada por Eq. (4.10) (MONIN, et al., 2006).

$$k = \frac{2(\theta_2 - \theta_1)}{\delta} \quad (4.10)$$

Onde  $\delta$ , representa a distância entre os picos  $k_{\alpha 1}$  e  $k_{\alpha 2}$ . Encontrando o valor de  $k$ , podemos substituir na equação Eq. (4.11) para encontrar o valor de  $N_0$ .

$$2\theta_{real} = \alpha + k(N_{canal \ real} - N_0) \quad (4.11)$$

Onde o valor de  $2\theta_{real} = 155,77$  e o valor de  $\alpha = 156$ . Os valores 155,77 e 156 representam a posição do detector real e usada no aparelho. Depois desses cálculos podemos a analisar os perfis do material a ser estudado.

#### 4.4 Metodologia para a Análise do Perfil Difrato

O Processamento do espectro e a análise dos dados, requerem o desenvolvimento de uma metodologia de terminação da posição do pico da linha de difração experimental mostrada na Fig. 4.6. Essa metodologia é baseada na utilização de alguns modelos matemáticos e soluções analíticas do problema. As etapas do processamento incluem: filtragem, escolha dos pontos de início e fim do perfil analisado, remoção do fundo, escolha da função analítica que descreva o perfil, aproximação do perfil pela função analítica e normalização. A Fig. 4.6 mostra o perfil original do programa PSD.

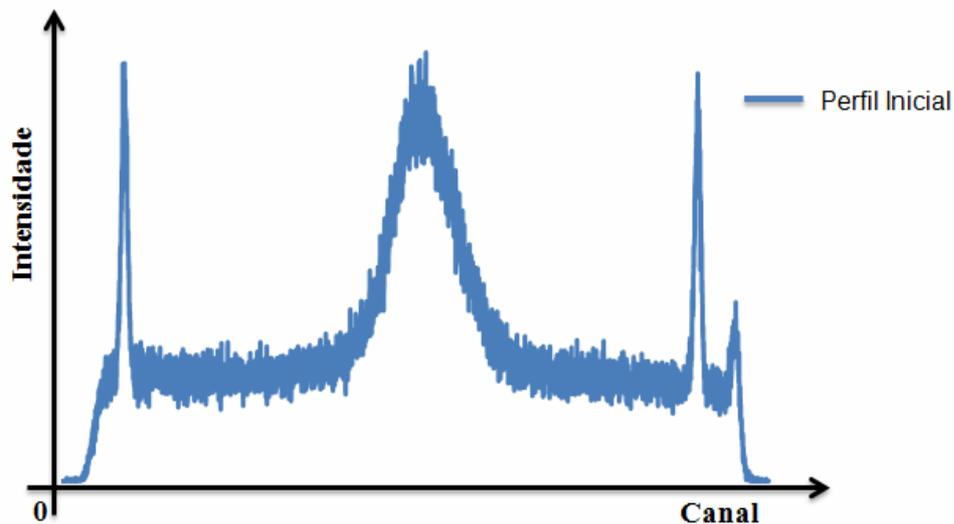


Figura 4.6: Perfil Inicial do programa PSD.

##### 4.4.1 Filtragem e escolha dos pontos de corte do perfil

O espectro de difração registrado por canais no detector sensível à posição contém 4000 mil pontos (canais). Os ruídos do espectro podem ser retirados pela operação de filtragem baseando-se na fórmula:

$$I_{filt}^N = \frac{\sum_{n=i}^N I_n}{N} \quad (4.12)$$

Onde  $I_{filt}$  e  $I_n$  são as intensidades do espectro filtrado e do espectro experimental;  $n$  é o número de pontos (canais) somados para a realização da filtragem, em nosso caso  $n = 10$  é um ótimo número para melhorar o espectro e não perder a uniformização sobre a intensidade.

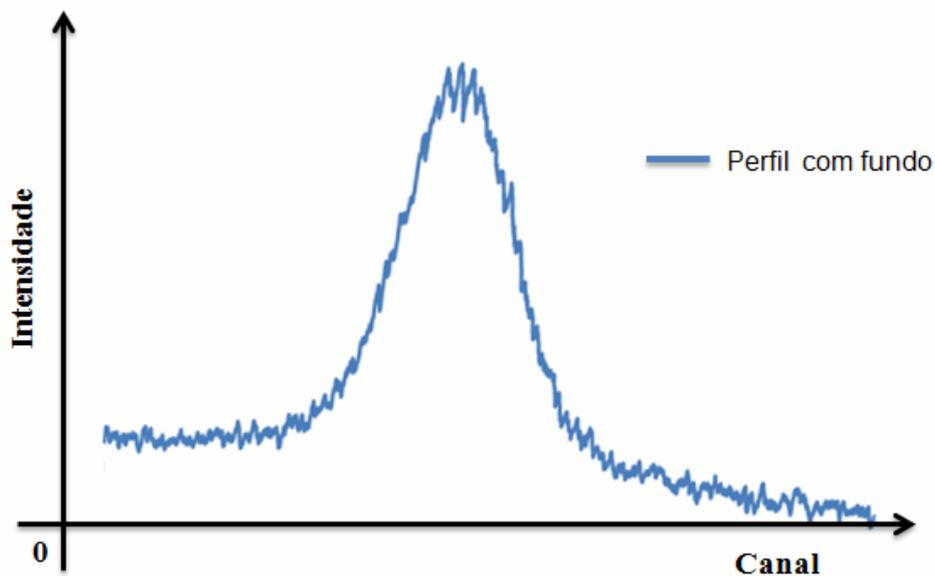


Figura 4.7: Perfil com fundo (Corte)

#### 4.4.2 Normalização

A intensidade máxima do perfil registrado varia dependendo da condição de registro (potencia da ampola, tempo de exposição da amostra). Por isso temos a necessidade de fazer a normalização dos dados do perfil para uma intensidade fixa. Para fazer a normalização usamos a Eq. 4.12. Depois retiramos o fundo do espectro, usamos a equação:

$$I_n^{corrigido} = [I_n - (I_{inicial} + kn)]m \quad (4.13)$$

Onde  $m$  é o coeficiente de normalização.

#### 4.4.3 Separação do Fundo

Após o corte, o perfil ficará como a Fig. 4.4. Então devemos retirar o fundo, que pode ser expressa pela função linear  $y = ax + b$ . para o nosso caso  $b$  é a intensidade no início do perfil após o corte e  $a$  é a inclinação da linha reta.

Primeiro determinamos a média dos primeiros e dos últimos termos do somatório, e depois determinamos o coeficiente angular referente a esses termos Eq. (4.14) e Eq. (4.15).

$$I_{inicial} = \frac{\sum_{n=0}^{19} I_n}{20} \quad (4.14)$$

$$I_{final} = \frac{\sum_{n_f=20}^{n_f} I_n}{20} \quad (4.15)$$

$$b = [(I_f + I_i) - a(n_f + n_i)]0,5 \quad (4.16)$$

$$a = \frac{(I_f - I_i)}{(n_f - n_i)} \quad (4.17)$$

Depois desses procedimentos, o espectro ficará igual a Fig. 4.8.

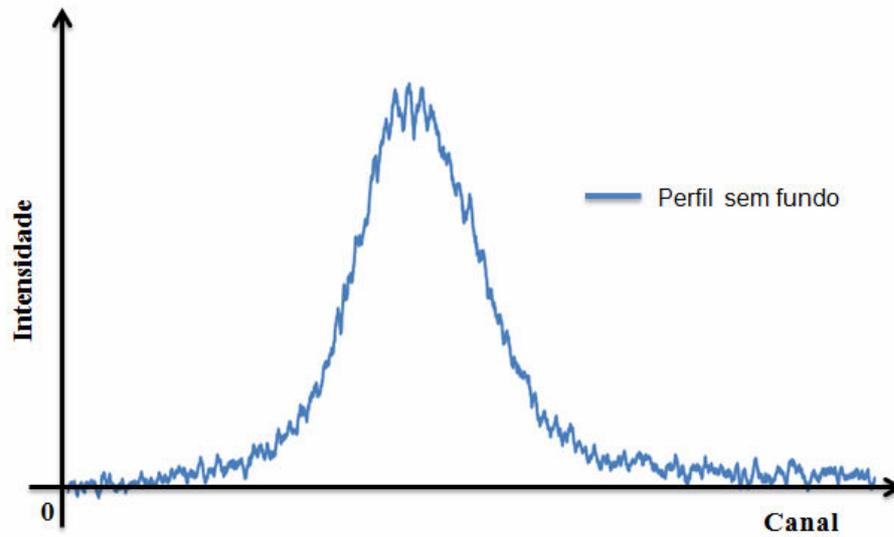


Figura 4.8: Perfil ajustado sem fundo, com pontos de corte

#### 4.4.4 Função de Aproximação do Perfil

Para determinarmos uma função de aproximação da série. A equação que satisfaz esse requisito é a aproximação pela função de Cauchy Eq. (4.18).

$$f(x) = \frac{1}{(1 + ax^2)^n} \quad (4.18)$$

Para fazermos uma aproximação exata do perfil difratado, usamos a equação analítica aperfeiçoada Eq. (4.19). Essa função é a que melhor descreve a distribuição da intensidade da linha de difração do perfil, é a função de Cauchy modificada.

$$f(x) = \frac{I}{(1 + ax^2)^n} + \frac{I}{2(1 + a(x - \delta)^2)^n} \quad (4.19)$$

Onde  $I$  é a intensidade,  $\delta$  é a variação dos picos  $K\alpha_2$  e  $K\alpha_1$  e  $a$  representa o parâmetro de rede.

Utilizando a função Eq. (4.19) obtemos uma aproximação para o perfil, gráfico Fig. 4.9.

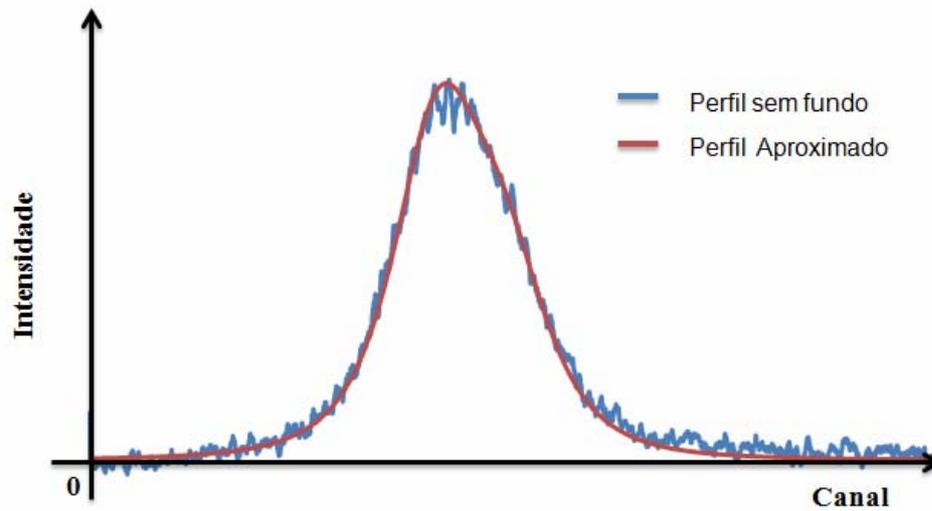


Figura 4.9: Perfil otimizado

Fazendo a separação da Eq. (4.19) podemos visualizar no gráfico Fig.4.10 os picos  $K\alpha_2$  e  $K\alpha_1$ .

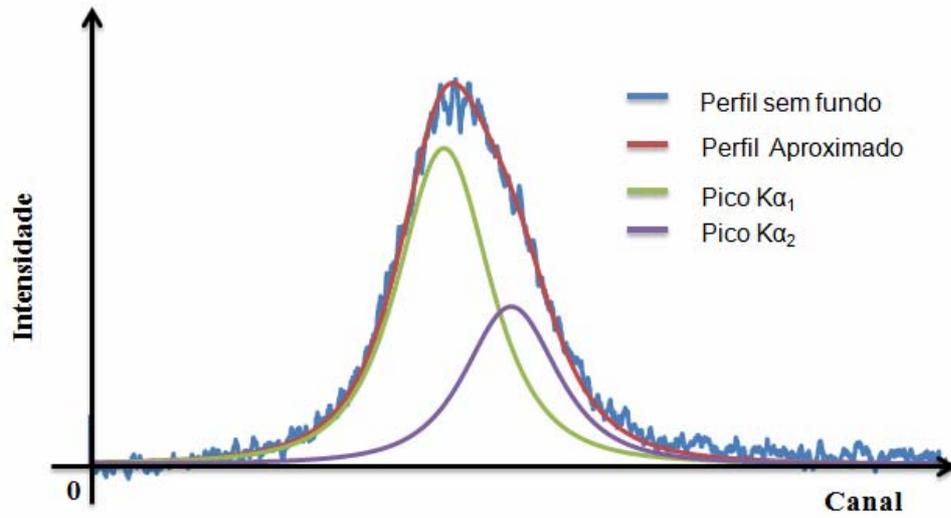


Figura 4.10: Perfil otimizado, com os picos  $K\alpha_2$  e  $K\alpha_1$

A variação da distância em relação aos picos  $K\alpha_2$  e  $K\alpha_1$  representado por  $\delta$ , pode ser encontrado através das equações:

$$\delta = (k_{\alpha_2} - k_{\alpha_1}) \quad (4.20)$$

$$\Delta\theta_{\alpha_1, \alpha_2} = \left( a \frac{\lambda_{\alpha_1}}{\lambda_{\alpha_2}} \sin\theta_{\alpha_1} \right) - \theta_{\alpha_1} \quad (4.21)$$

Onde  $\theta$  é o ângulo de difração e  $\lambda$  representa o comprimento de onda dos raios X. Para o nosso caso  $\lambda_1 = 2; 28962\text{\AA}$  e  $\lambda_2 = 2; 29351\text{\AA}$ .

Para calcularmos a tensão residual presente no material, precisamos saber apenas a posição do pico difratado para cada ângulo, exemplo:  $0^\circ$ ,  $20^\circ$ ,  $30^\circ$ ,  $40^\circ$ ,  $50^\circ$  e  $60^\circ$ . Assim usamos a regressão linear (Mínimos quadrados) para determinarmos a inclinação em relação ao  $\sin^2\psi$ .

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

A análise da distribuição das tensões e sua representação gráfica das tensões residuais resultantes de condições de soldagem MIG, realizadas com o Aço A36 mostrou o que algumas literaturas relatam sobre o surgimento de tensões residuais em relação ao processo de soldagem. Tendo em vista que neste processo ocorre um gradiente de temperatura na direção perpendicular à junção soldada e um processo de resfriamento heterogêneo que faz as partes se fundir e resfriar rapidamente levando a introdução de tensões residuais(MONINE, et al., 2002).

As amostras usadas para esse experimento foram as do Metal (Aço A36) com as características relacionadas na tabela Tab.(5.1). As dimensões da amostra e os pontos de análise são mostrados na Fig. 5.1.

Tabela 5.1: Características Mecânicas do Aço A36.

<b>Aço A 36</b>	
<b>Carbono (%)</b>	0, 25 a 0, 30
<b>Limite de Elasticidade</b>	200 GPa
<b>Limite de escoamento</b>	250 MPa
<b>Limite de Resistência</b>	400 MPa a 500 MPa

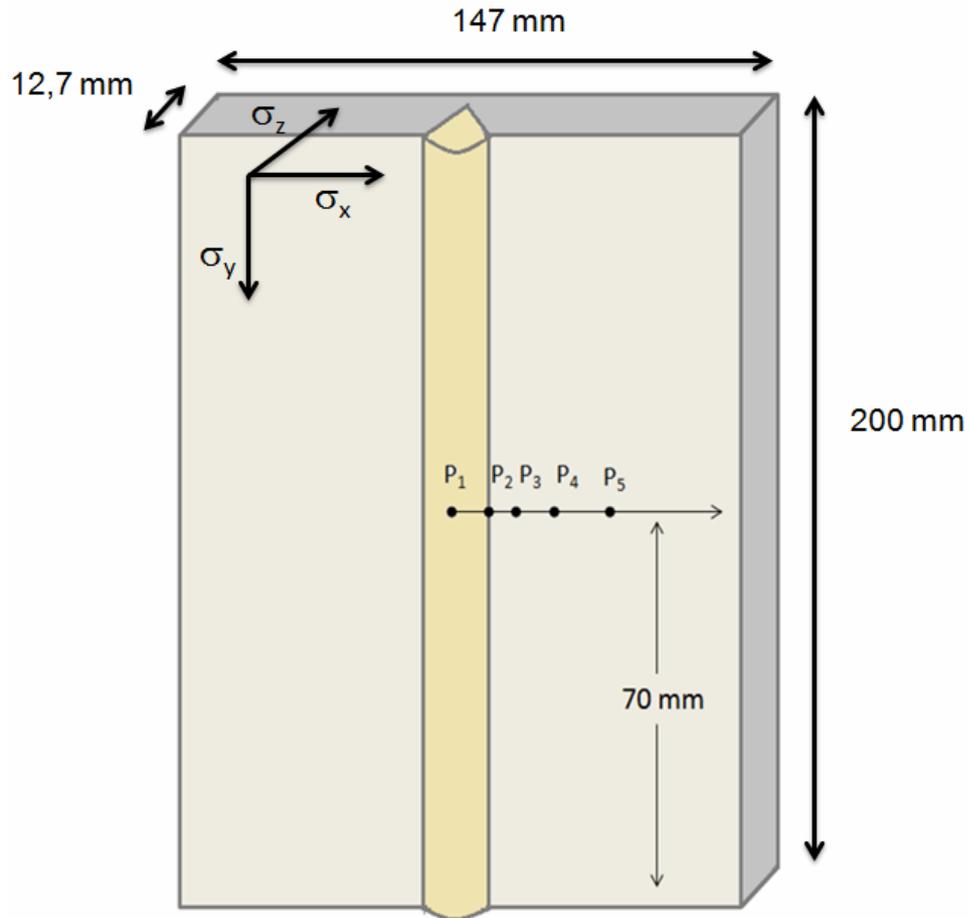


Figura 5.1: Posição dos pontos de medidas e dimensões da amostra (Aço A36).

Inicialmente foram realizadas medidas de tensão superficial no material. Como a chapa não tinha nenhuma solda, medimos a tensão ao longo da chapa, e o que se verificou foi à inexistência de tensão, ou seja, uma tensão muito baixa, com valores inexpressíveis.

Posteriormente foi realizada uma solda longitudinal em relação ao material (peça), com as seguintes especificações de soldagem mostrados na tabela Tab.(5.2). Após o processo de soldagem verificou-se que o material sofreu uma deformação Fig. 5.2 angular de aproximadamente 3 graus.



Figura 5.2: Deformação angular ocorrida após o processo de soldagem MIG.

Tabela 5.2: Características do processo de soldagem MIG.

<b>Condições de Soldagem</b>	
Processo de Soldagem	MIG
Proteção Gasosa (Mistura)	8% de CO <sub>2</sub> + 92% de Argônio
Velocidade de Soldagem	370 mm/min
Velocidade de Alimentação do Arame	350 pol/min
Amperagem	326 A
Tensão de Soldagem	25 V
Temperatura Ambiente	27° C

Nas amostras analisadas, nós consideramos a linha central do cordão de solda como o eixo  $y$ , e uma linha transversal ao cordão de solda por  $x$ , e uma componente perpendicular ao cordão por  $z$ . Assim as componentes da tensão em relação aos eixos foram dadas por  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$  e  $\sigma_z$ .

Os resultados encontrados para as posições transversais e longitudinais ao cordão de solda estão nas tabelas Tab.(5.3) e Tab.(5.4).

Tabela 5.3: Tensão transversal em relação ao ponto de soldagem.

<b>Tensão nas camadas do Material - Aço A36</b>					
<b>Posição</b>	Tensão Transversal ( $\sigma_x$ ) MPa				
	Cota ( z )				
	Superfície	0,1 mm	0,2 mm	0,4 mm	0,6 mm
P <sub>1</sub> Centro da solda	66	5	6,1	- 22,4	-34,7
P <sub>2</sub> 6 mm ( Borda da solda )	- 26	-29,5	- 28,1	-	-
P <sub>3</sub> 8 mm do centro da solda	- 27,5	- 29,6	- 21,3	-	-
P <sub>4</sub> 11 mm do centro da solda	-15,4	- 17,3	- 12,9	-	-
P <sub>5</sub> 21 mm do centro da solda	-12,4	- 25,1	- 16,1	-	-

Tabela 5.4: Tensão longitudinal em relação ao ponto de soldagem.

<b>Tensão nas camadas do Material - Aço A36</b>					
<b>Posição</b>	Tensão Longitudinal ( $\sigma_y$ ) MPa				
	Cota ( z )				
	Superfície	0,1 mm	0,2 mm	0,4 mm	0,6 mm
P <sub>1</sub> Centro da solda	316,3	379,7	366	336,3	439,6
P <sub>2</sub> 6 mm ( Borda da solda )	111,3	115,8	121,1	-	-
P <sub>3</sub> 8 mm do centro da solda	115,5	111,9	117,4	-	-
P <sub>4</sub> 11 mm do centro da solda	43,3	76	101,1	-	-
P <sub>5</sub> 21 mm do centro da solda	39,2	44,8	53,3	-	-

Nos gráficos Fig. 5.3 e Fig. 5.4 ilustram estes resultados das medias das tensões superficiais, realizadas no material (Aço A36).

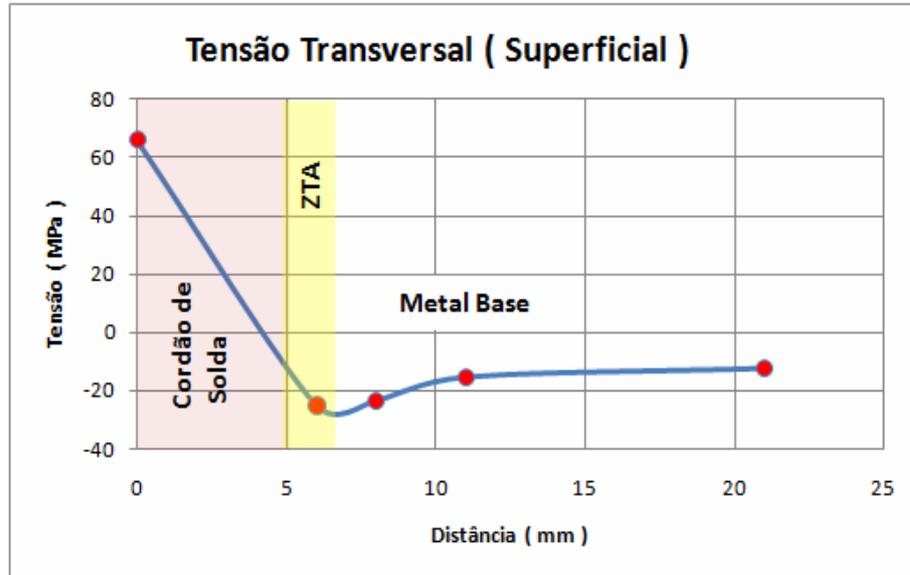


Figura 5.3: Tensão Transversal em relação ao ponto de soldagem (Cordão de solda, ZTA e Metal base).

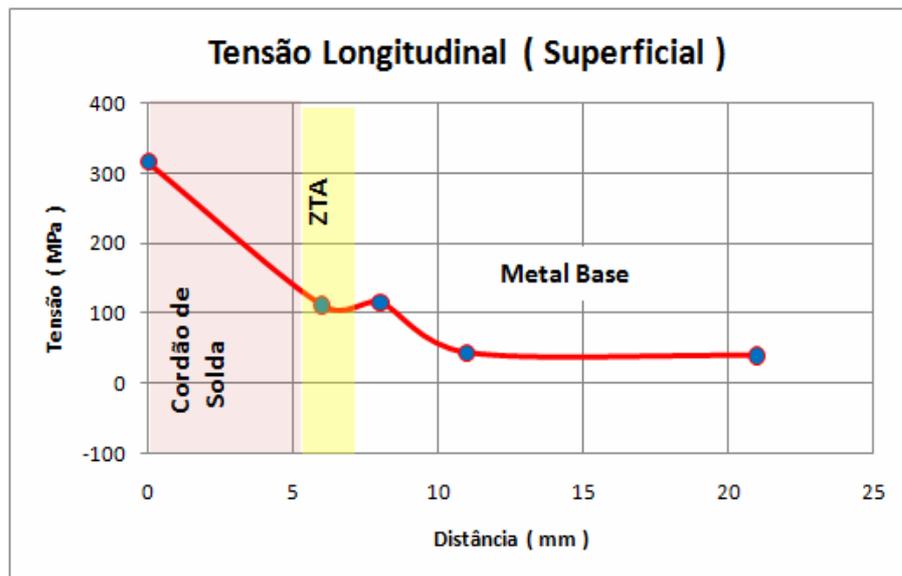


Figura 5.4: Tensão Longitudinal em relação ao ponto de soldagem (Cordão de solda, ZTA e Metal base).

Observa-se que a tensão transversal no cordão de solda apresenta valor baixo com sinal positivo (trativa), reduzindo para valores negativos (compressiva) e baixos. No metal base, a tensão apresenta uma constante, tendendo a zero no distanciamento do ponto de soldagem. Já a distribuição da tensão longitudinal mostrada no gráfico Fig. 5.4 apresenta um valor no ponto de soldagem acima de 300 MPa reduzindo para valores próximos de zero. Ao contrário da transversal, a tensão longitudinal apresenta sinal positivo em todos os pontos medidos. Ou seja, no sentido longitudinal ocorreu uma tensão trativa. Esses resultados podem ter sido ocasionados pelo resfriamento heterogêneo da superfície ou pela diferença de contração na forma do aquecimento e resfriamento em áreas da peça soldada. Isso ocorre por que o metal de solda originalmente submetido à temperatura mais elevada tende a se contrair mais do que todas as outras áreas, mas esta é prejudicada pela contração das partes mais frias da junta soldada. Assim, o metal de solda é submetido a tensões de tração no sentido longitudinal.

Como os raios X têm uma penetração que varia de  $5\mu\text{m}$  a  $10\mu\text{m}$ , devemos usar um meio pelo qual as amostras possam ser estudadas e analisadas em seu interior, ou seja, nas suas camadas mais profundas. Um método bastante usado para esse fim é a remoção eletrolítica. Um processo que consiste em uma dissolução anódica da superfície do material, fazendo com que ocorra um processo eletroquímico removendo a camada superficial da amostra. Esse processo não introduz tensão residual.

Para a remoção das camadas em relação ao eixo z (cota) foram feitas para as profundidades: 0,1mm e 0,2 mm. Como os resultados mostraram que nas camadas 0,1mm e 0,2 mm os valores da tensão se aproximavam de uma constante, não realizamos remoção eletrolítica para outras profundidades que não fosse o cordão de solda. A distribuição da tensão transversal e longitudinal para essas profundidades 0,1 mm e 0, 2 mm estão representadas nos gráficos Fig. 5.5 e Fig. 5.6.

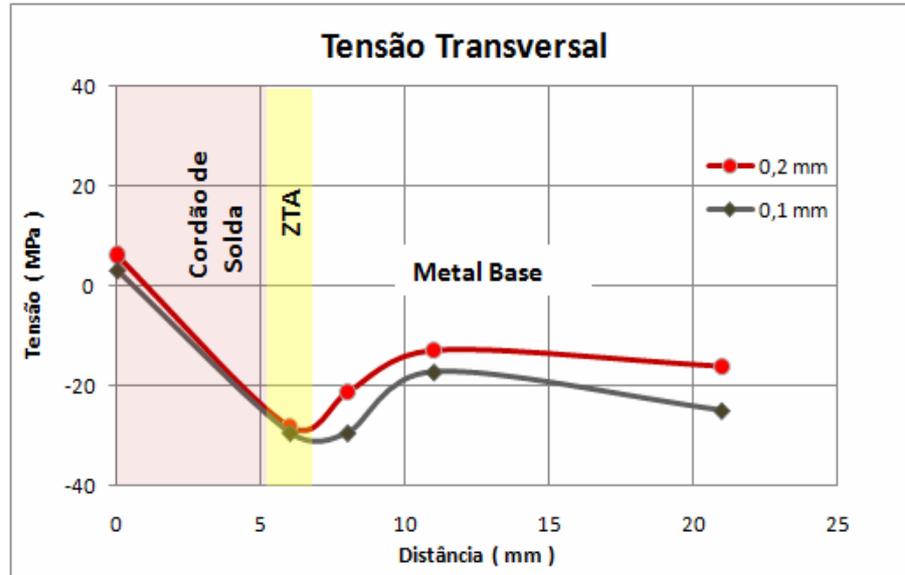


Figura 5.5: Distribuição da tensão transversal (Remoção eletrolítica).

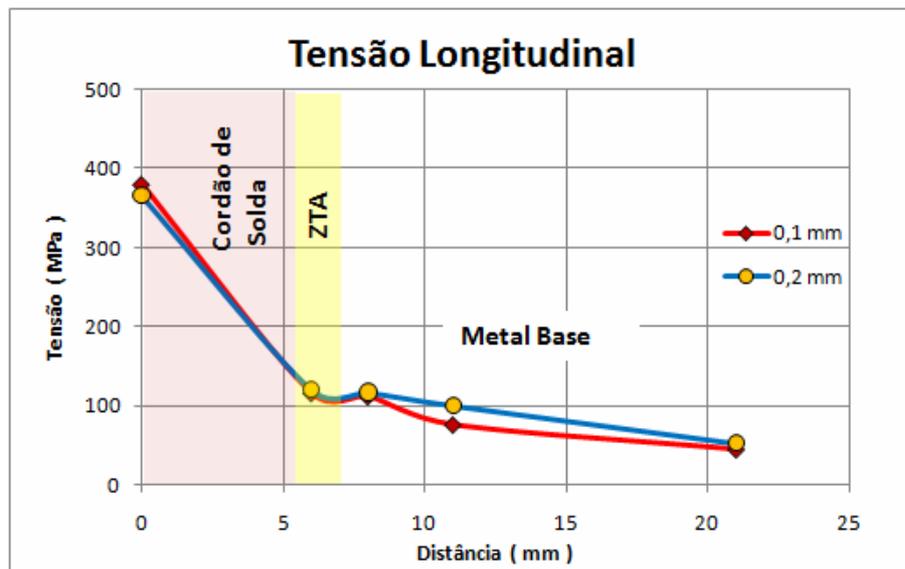


Figura 5.6: Distribuição da tensão longitudinal (Remoção eletrolítica).

Os gráficos Fig. 5.5 e Fig. 5.6 mostram que as tensões tanto longitudinais com as transversais apresentam valores próximos um dos outro (remoção 0,1mm e 0,2 mm), e valores baixos distanciando do ponto de soldagem. No gráfico Fig. 5.5 a componente de tensão residual  $\sigma_y$  teve valores próximos de zero em todos os pontos medidos. Observa-se que a componente  $\sigma_y$  tem sinal negativo (tensão compressiva). Enquanto o gráfico Fig. 5.6 a

componente de tensão residual  $\sigma_x$  tem sinal positivo (tensão trativa) em todos os pontos medidos. Atingem um valor máximo no centro da solda, e afastando do centro da solda reduz para valores próximos de zero.

Como falamos anteriormente, pode ter ocorrido devido ao resfriamento heterogêneo da superfície, transformação de fase ou resfriamento rápido da superfície causando tensões de tração na direção do cordão de solda e de compressão no sentido transversal ao cordão.

Como os gráficos Fig. 5.5 e Fig. 5.6 os valores das tensões próximas da zona termicamente afetada e após esta zona apresentaram valores baixos, não realizamos a remoção eletrolítica. A remoção foi realizada apenas no cordão de solda pois precisávamos analisar a distribuição da tensão onde ocorre o processo de fusão do metal de solda com o metal base e conseqüentemente onde ocorre o ponto de maior gradiente de temperatura.

Assim, no cordão de solda fizemos as remoções das camadas 0,1 mm, 0,2 mm, 0,4 mm e 0,6 mm.

Os gráficos das Fig. 5.7 e Fig. 5.8 relacionam os deslocamentos dos picos de difração no cordão de solda obtidos pelo método do  $\text{sen}^2\psi$  para os pontos de medidas: superficial, 0,1 mm, 0,2mm, 0,4 mm e 0,6 mm.

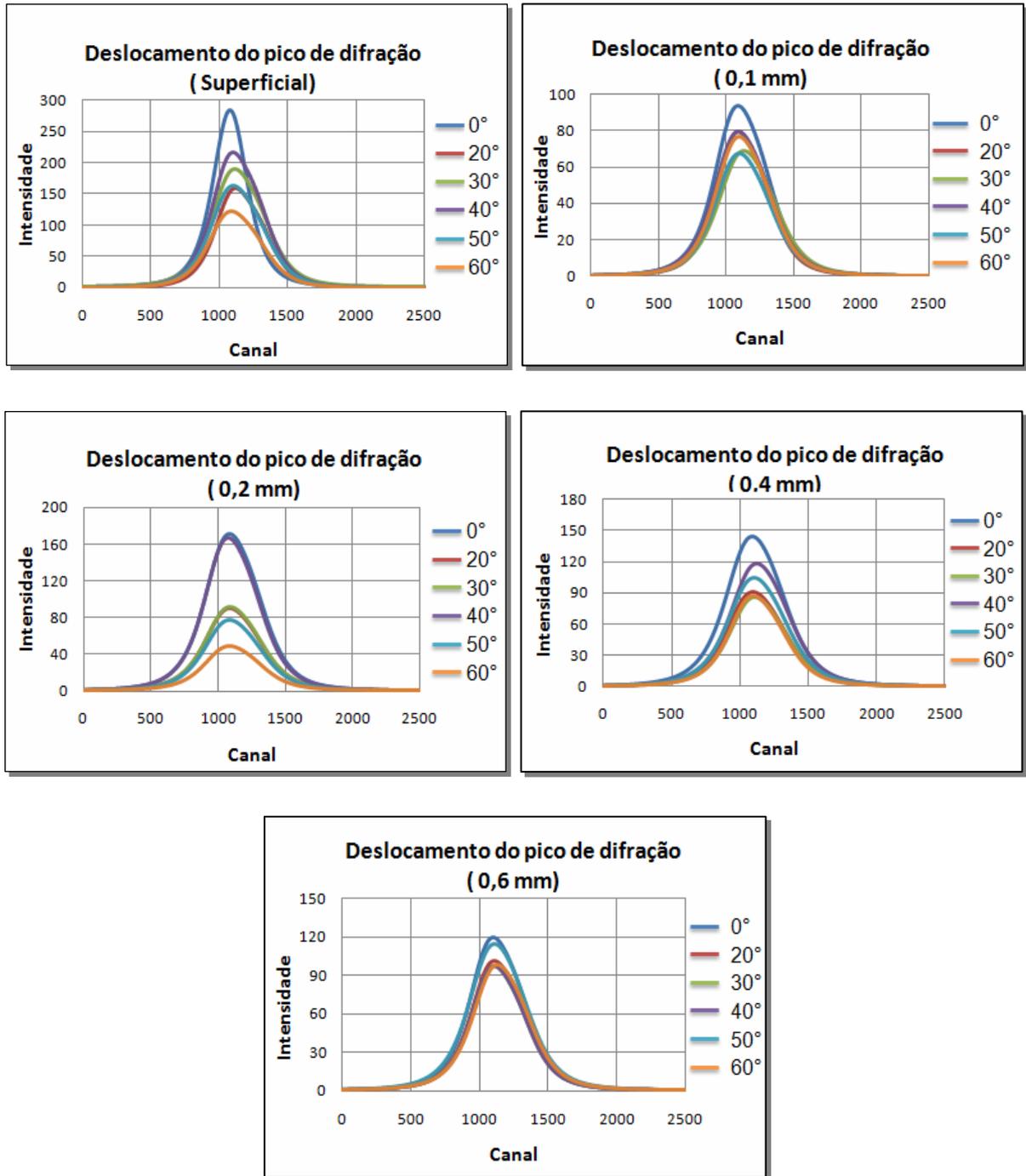


Figura 5.7: Deslocamento do pico de difração para os pontos: superficial, 0,1mm, 0,2mm, 0,4 mm e 0,6 mm (Medidas transversais ao cordão de solda)

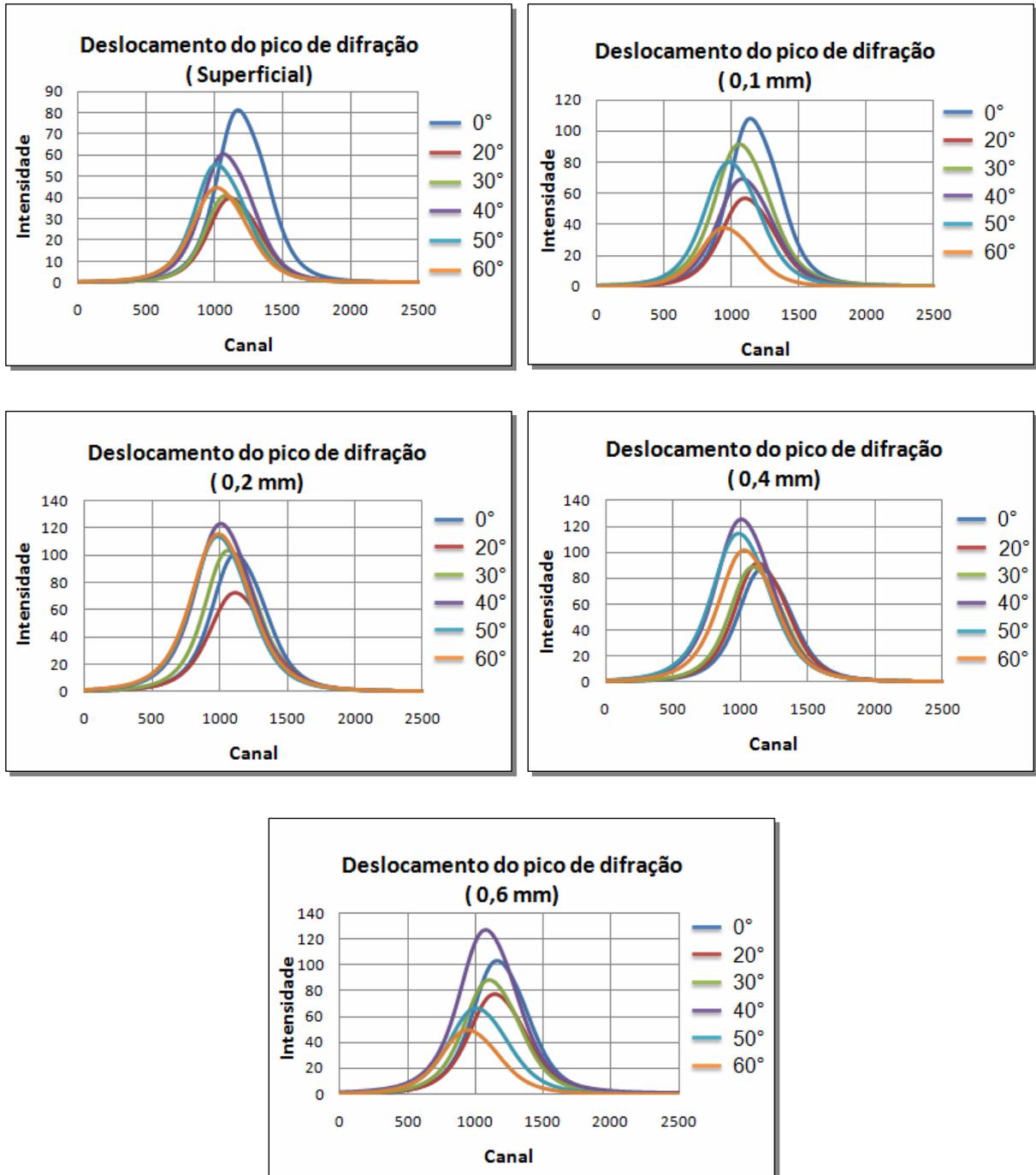


Figura 5.8: Deslocamento do pico de difração para os pontos: superficial, 0,1 mm , 0,2 mm, 0,4 mm e 0,6 mm ( Medidas longitudinal ao cordão de solda)

O processamento destes dados experimentais e cálculos da tensão residual no cordão de solda estão nos gráficos Fig. 5.9 e Fig. 5.10.

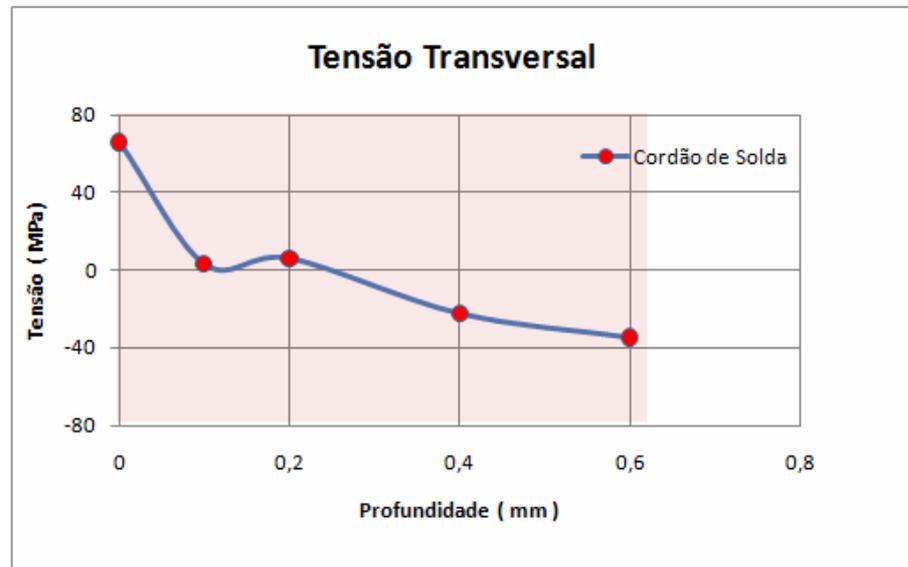


Figura 5.9 Distribuição da tensão no cordão de solda (Transversal).

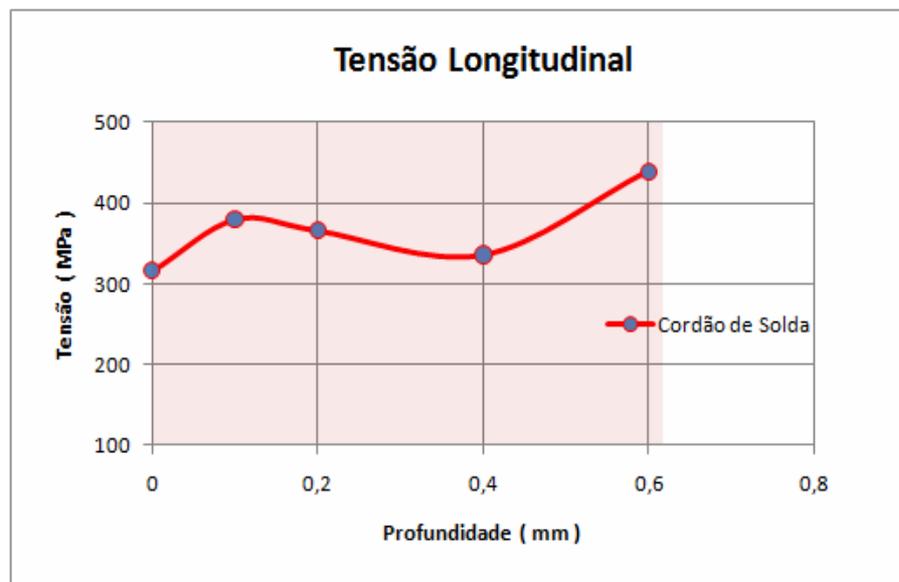


Figura 5.10 Distribuição da tensão no cordão de solda (Longitudinal).

Os valores da tensão longitudinal e transversal ao longo da profundidade do cordão de solda tiveram valores distintos. A componente de tensão  $\sigma_y$  (longitudinal) teve valores crescente monótonos para o interior do cordão de solda. Enquanto a componente de tensão  $\sigma_x$  (transversal) apresentou valores baixo e decrescente para o interior do cordão de solda. Esses resultados são devidos ao aumento significativo da temperatura. O material se fundiu e solidificou-se rapidamente. Nesse processo, ocorre um resfriamento no cordão de solda da

superfície para seu interior fazendo com que ocorra uma força de tração na direção longitudinal ao cordão de solda (MONINE et al., 2000). Isso é a borda da solda se solidifica primeiro, sendo posterior solidificado seu interior, gerando tensões de tração no sentido longitudinal ao cordão de solda. Por esse motivo a análise da distribuição da tensão em relação à profundidade do cordão de solda, é de grande importância para podermos analisar com mais precisão esses processos de introdução de tensão em soldagem.

Buscando analisar a distribuição da tensão na secção transversal ao cordão de solda, fizemos uma secção perpendicular ao cordão usando um procedimento de corte de usinagem chamado de eletroerosão. A eletroerosão baseia-se na destruição de partículas metálicas por meio de descargas elétricas. Fig. 5.11 mostra a microestrutura da região de solda após corte pela eletroerosão.

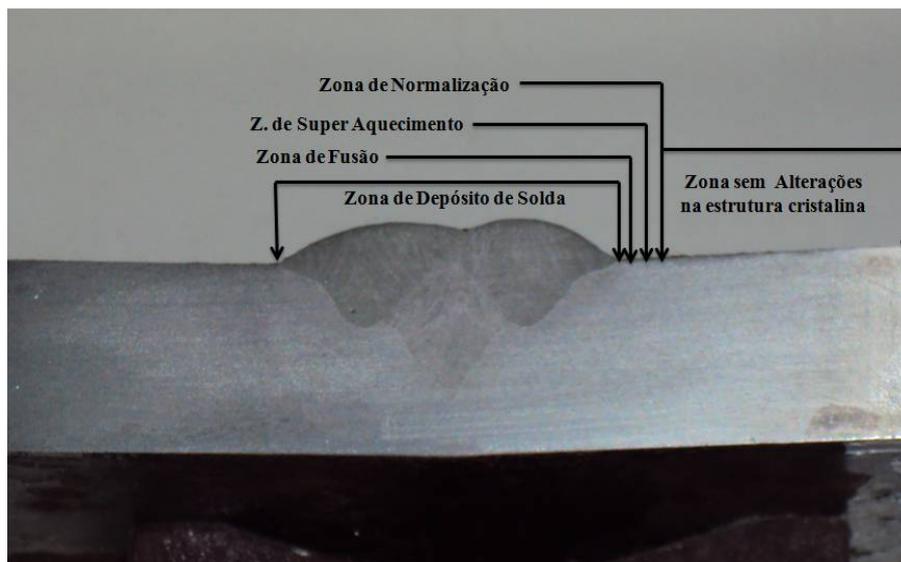


Figura 5.11: Zona afetada pela temperatura no processo de soldagem (Secção transversal no material – Aço A36).

Nós verificamos que no processo de eletroerosão foi introduzidas tensões residuais com valores baixos na superfície de corte, por isso realizamos uma remoção eletrolítica para evitarmos estas tensões introduzidas no processo de corte por eletroerosão. A profundidade em relação ao eixo z igual a 0,16 mm é suficiente para remover as camadas distorcidas no processo de eletroerosão.



Fig. 5.12 Figura Remoção de 0,16 mm na secção transversal (Aço A36).

Os pontos escolhidos para medidas de tensões transversais na superfície após o corte pela eletroerosão são mostrados na Fig. 5.13.



Figura 5.13: Pontos de análise na secção transversal (Aço A36).

Os dados experimentais obtidos pelo método do  $\text{sen}^2\psi$  são apresentados nas Fig. 5.14, os valores das tensões calculados pela regressão linear das retas apresentadas na Fig.5.14 estão na Tab.(5.5)

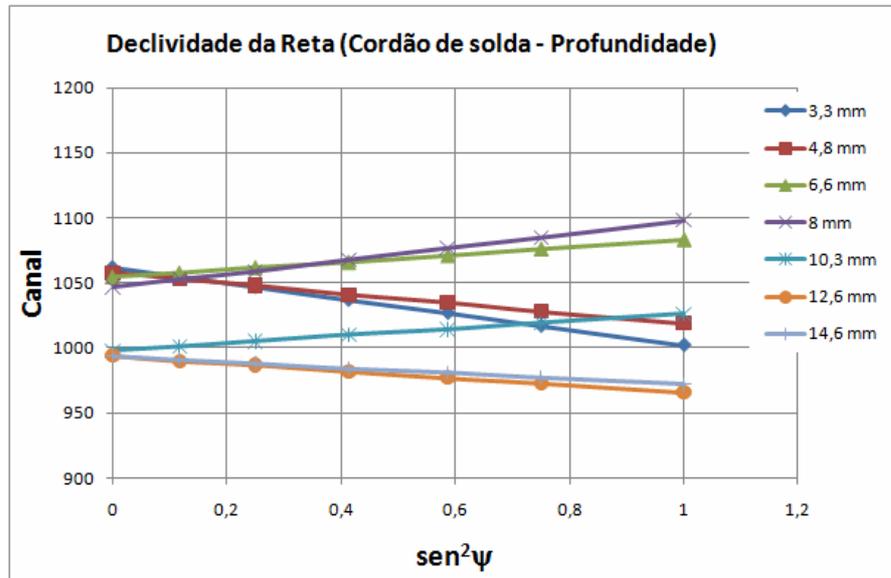


Figura 5.14 Relação da função tensão em comparação com a profundidade medida na secção do cordão de solda (Eixo Z).

Tabela 5.5: Distribuição da tensão residual na direção do eixo Z.

Tensão nas camadas do Material - Secção Transversal - $\sigma$ (MPa)	
Posição	Tensão (Profundidade) ( $\sigma_z$ )
<b>P1(3,3 mm) – Metal Solda</b>	89
<b>P2(4,8 mm) – Metal Solda</b>	58
<b>P3(6,6 mm) – Metal Solda</b>	- 42
<b>P4 (8 mm) – ZTA (Aço A 36)</b>	- 76,5
<b>P5 (10,3 mm) – Metal Base (Aço A 36)</b>	- 41
<b>P6 (12,6 mm) – Metal Base (Aço A 36)</b>	41
<b>P7 (14,6 mm) – Metal Base (Aço A 36)</b>	32

O gráfico referente à Tab.(5.5) está relacionado na Fig. 5.15.

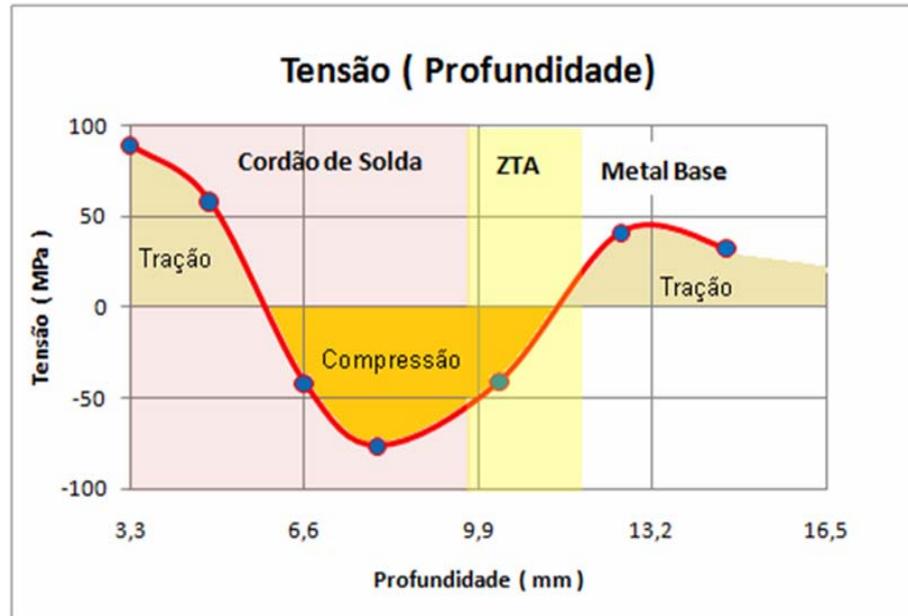


Figura 5.15 Distribuição da tensão (profundidade) na seção do cordão de solda (Eixo Z).

Observa-se no gráfico Fig. 5.15 que houve uma variação de tensão em relação à profundidade do material. A tensão transversal teve valores em ordem decrescente, mas com sinal negativo ( - ). Isso é, ocorreu uma tensão de compressão em ordem inversa ao ponto de fusão. Esse resultado está relacionado à espessura do material e às condições de resfriamento no cordão de solda. Para o nosso caso, a amostra tinha uma espessura de 12,7 mm.

Conforme aumenta a resistência ao escoamento e diminui a temperatura, a tensão mecânica no contínuo também aumenta na contratação de solda. A tensão final, após o resfriamento concluído, será devido ao resultado do processo de encolhimento. A consequência das tensões de retração paralela à soldagem deve ocorrer na direção perpendicular a ela. Na contração livre no sentido transversal a magnitude da componente de tensão transversal na linha do centro da solda ( $y = 0$ ) é muito menor do que a magnitude da componente de tensão longitudinal e, portanto, não limitado pela força de rendimento. Elas podem ocorrer na proporção de 1/4 e 1/3 (ESTEFEN, et al.,2008).

## 6 CONCLUSÕES

Como foi apresentado no trabalho, o Método do  $\text{sen}^2\psi$  apresentou bons resultados para o fim desejado, que era a análise das tensões no processo de soldagem. Esse método determinou os valores precisos referentes os pontos medidos. Em relação ao material (Aço A36) nós verificamos que, devido ao processo de soldagem, tensões de compressão e tração foram introduzidas no metal. Verificamos também que na superfície ocorreu tensão de tração por isso o material, deformou angularmente. Verificamos também baixa tensão na zona termicamente afetada pelo calor (ZTA).

Os resultados dos gráficos mostram que as tensões tiveram um maior valor no cordão de solda (Transversal). Baixos valores metal base, ou seja, afastando-se do ponto de soldagem os valores obtidos foram próximos de zero.

Para os resultados encontrados na secção transversal do material, depois do processo de eletroerosão, observamos que: o processo de eletroerosão introduz baixas tensões na superfície de corte. Verificamos também que os resultados encontrados para os pontos medidos na profundidade do material foram devido à espessura.

## REFERÊNCIAS

- ASSIS, J. T.; MONINE, V. I.; SOUZA, P. S.; WEIDLICH, M. C.; GUROVA, T.; TEODÓSIO, J. R. Processamento de dados de difração de raios X para medição de tensões. Boletim SBMAC, Rio de Janeiro, v. VII, n. 2, p.131-138, 2006.
- ASSIS, J. T. ; MONINE, V. I.; PHILIPPOV, S. ; IGLESIAS, S. M. Application of Fourier analysis for study of diffraction line broadening caused by stress gradient.. Avances en Análisis por Técnicas de Rayos X, v. XIII, p. 54-59, 2007.
- ASSIS, J. T.; TURIBUS, S. N.; IGLESIAS, S. M.; MONIN, V. I. Study of residual stress distribution in weld region by X-ray diffraction technique. In: LATIN AMERICAN SEMINAR OF ANALYSIS BY X-RAY TECHNIQUE, 12., 2010, Puebla. Anais... . Puebla: Bemérita Universidade de Puebla, 2010.
- CALLISTER, Jr., William D. Ciência e engenharia de materiais: uma introdução. Rio de Janeiro: LTC, 2008.
- CULLITY, B. D. 1978. Elements of X-ray diffraction. 2.ed. Reading: Addison-Wesley,1978.
- EISBERG, R.; RESNICK, R. Física quântica: átomos, moléculas, sólidos, núcleos e partículas. 4 ed. Rio de Janeiro: Campus, 1979.
- ESTEFEN, S.; GUROVA, T.; CASTELLO, X.; LEONTIEV, A. Análise de evolução do estado das tensões residuais de soldagem. In: CONFERENCIA DE TECNOLOGIA DE SOLDAGEM E INSPEÇÃO, 2008, Rio de Janeiro. Anais... . Rio de Janeiro: Centro de Tecnologia do SENAI-RJ, 2008.
- GENZEL, C. H.; HAUK, V. Structural and residual stress analysis by nondestructive methods. Amsterdam: Elsevier, 1997. p. 384-387.
- IGLESIAS, S. M. Modelagem computacional para a análise de gradientes de tensões utilizando a técnica de Fourier em difratometria de raios X. 2005. Dissertação (Mestrado em Modelagem Computacional) – Instituto Politécnico, Universidade do Estado do Rio de Janeiro, Nova Friburgo, 2005.
- IGLESIAS, S. M. Simulação e análise do gradiente em materiais e ligas metálicas. 2008. Tese (Doutorado em Modelagem Computacional) – Instituto Politécnico, Universidade do Estado do Rio de Janeiro, Nova Friburgo, 2008.
- IVANOV, A. A.; MONINE, V. I.; TEODOSIO, J. R. New methods of X-ray tensometry, recent advances in experimental mechanics. Rotterdam: A. A. Balkema, 1994. p.757-761.
- LOUER, D.; VARGAS, R.; AUFRÉDIC, J. P. Morphological analysis and growth of crystallites during annealing of ZNO. Journal of the American Ceramic Society, v. 67, n. 2, p. 136-141, 1984.
- MONINE, V. I., ASSIS, J. T., IGLESIAS, S. M. Determination of stress distribution function by X-ray diffraction using Fourier analysis. Soldagem & Inspeção, v. 12, p. 1, 2007.

MONINE, V. I.; ASSIS, J. T.; GUROVA, T. Nondestructive control of residual stress state of weld regions by x-ray diffraction methods. Ndt.net, Alemanha, v. 5, n. 4, p. 1-6, 2000.

MONINE, V. I. ; GUROVA, T.; CASTELLO, X. ; ESTEFEN, S. F. Analysis of residual stress state in welded steel plates by X-ray diffraction method. Reviews on Advanced Materials Science, v. 20, p. 172-175, 2009.

MONINE, V. I.; KRAUS, I. ; VASILIEV, D. ; TROFIMOV, V. ; IVANOV, S. Principals of X-ray stress measurements. Acta Polytechnica, Prague, p. 25-33, 1985.

MONINE, V. I.; REBELLO, J. M. ; TEODOSIO, J. R. ; GUROVA, T. Model for the variation of residual stress during plastic deformation under uniaxial tension. Journal of Strain Analysis, Inglaterra, v. 33, n. 5, p. 367-372, 1998.

MONINE, V. I.; TEODOSIO, J. R.; IVANOV, S. A. New methods of X ray tensometry. Advances In Experimental Mechanics, Holanda, v. 2, p. 757-761, 1994.

MONINE, V. I.; TEODOSIO, J. R.; GUROVA, T. Analysis of residual stress state in speed gears for automotive vehicles. Advances in X-Ray Analysis (CD-ROM), Newtown Sq., Pennsylvania, USA, v. 44, p. 187-194, 2001.

MONINE, V. I.; TEODOSIO, J. R.; GUROVA, T. X-ray analysis of residual stress distribution in weld region. Advances in X-Ray Analysis (CD-ROM), Newtown Sq., Pennsylvania, USA, v. 45, p. 225-231, 2002.

MONINE, V. I.; TEODOSIO, J. R.; GUROVA, T. ; ASSIS, J. T. X-ray study of the inhomogeneity of surface residual stresses after shot-peening treatment. Advances in X-Ray Analysis (CD-ROM), Newtown Sq., Pennsylvania, USA, v. 43, p. 48-53, 2000.

MONINE, V. I.; TEODOSIO, J. R.; GUROVA, T.; REBELLO, J. M. Experimental study of behaviour of shot-peening residual stresses during uniaxial plastic deformation by tension. Scripta Metallurgica et Materialia, Estados Unidos, v. 36, n. 9, p. 1031-1035, 1997.

MONINE, V. I.; TEODOSIO, J. R.; GUROVA, T.; REBELLO, J. M. Variation of the residual stress state in welded joint during plastic deformation in 5.0 Cr and 0.5 Mo steel.. Journal of Strain Analysis, Inglaterra, v. 32, n. 6, p. 455-459, 1997.

MONINE, V. I.; ASSIS, J. T.; GUROVA, T.; TEODOSIO, J. R. Tensometria por raios X aplicada à engenharia e indústria. Avances en Análisis por Técnicas de Rayos X, Rio de Janeiro, v. XII, p. 122-127, 2005.

MONINE, V. I.; ASSIS, J. T.; PHILIPPOV, S. Modelagem do gradiente de tensões na superfície de metais pelo método de difração de raios X. Avances en Análisis por Técnicas de Rayos X, Rio de Janeiro, v. XII, p. 135-140, 2005.

MONINE, V.I.; ASSIS, J.T.; PHILIPPOV, S. Study of stress gradients using computer simulation of diffraction data. Proceedings of SPIE, Bellingham, USA, v. 5400, p. 196-199, 2004.

- MONINE, V. I.; ASSIS, J. T. ; PHILIPPOV, S.; GUROVA, T. ; TEODOSIO, J. R. Portable X-ray apparatus for stress measurements. Proceedings of SPIE, Bellingham, v. 5400, p. 192-195, 2004.
- MONINE, V. I.; ASSIS, J. T.; PHILIPPOV, S.; PEREIRA, F. R. Um novo aparelho portátil de difração de raios X para medidas de tensões em condições de campo. Revista Abende, São Paulo, v. II, p. 35-39, 2006.
- NOYAN, I. C.; COHER, J. B. Residual stress, measurement by diffraction and interpretation. Berlin: Springer, 1987. 79
- PHILIPPOV, S. Modelagem computacional para a interpretação de dados de medidas de tensões mecânicas pelo método de difração de raios X. 2006. Dissertação (Mestrado em Modelagem Computacional) – Instituto Politécnico, Universidade do Estado do Rio de Janeiro, Nova Friburgo, 2006.
- SOUZA, P. S. Sistema de processamento de dados experimentais em ensaios de difração de raios X. 2002. Dissertação (Mestrado em Modelagem Computacional) – Instituto Politécnico, Universidade do Estado do Rio de Janeiro, Nova Friburgo, 2002.
- TIMOSHENKO, S. P.; GOODIER, N. J. Theory of elasticity. New York: McGraw-Hill, 1980.
- TIMOSHENKO, S. P.; GOODIER, J. N. Theory of elasticity. Tokyo: McGraw-Hill, 1970.
- TIMOSHENKO, S.; GERE, J. E. Mecânica dos sólidos. Rio de Janeiro: LTC – Livros Técnicos Científicos, 1994.
- TURIBUS, S. N.; CALDAS, F. C. M.; MIRANDA, D. M.; MONIN, V. I.; ASSIS, J. T. X-ray diffraction technique applied to stress analysis of welding. In: ENCONTRO DA SBPMat, 9., 2010, Ouro Preto. Anais... . Ouro Preto: Sociedade Brasileira de Pesquisas em Materiais, 2010.
- TURIBUS, S. N.; MONIN, V. I. ; ASSIS, J. T. Tensometria por técnica de difração de raios X aplicada na análise de soldagem do aço A36. In: ENCONTRO DE MODELAGEM COMPUTACIONAL, 13., 2010, Nova Friburgo. Anais... . Nova Friburgo: Universidade do Estado do Rio de Janeiro, 2010.
- TURIBUS, S. N.; CALDAS, F. C. M.; MIRANDA, D. M.; MONIN, V. I. ; ASSIS, J. T. Tensometria por técnica de difração de raio X aplicada na análise de soldagens. In: ENCONTRO DA CBECiMat, 19., 2010, Campos do Jordão. Anais... . Campos do Jordão: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 2010.
- VASILIEV, D. M. Diffraction methods for structures research. Saint-Petersburg: St. Petersburg State Politechnical University, 1998.
- WARREN, B. E. X-ray diffraction. Reading: Addison-Wesley, 1969.