



**MINISTÉRIO DA DEFESA**  
**EXÉRCITO BRASILEIRO**  
**DEPARTAMENTO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA**  
**INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA**  
**(Real Academia de Artilharia, Fortificação e Desenho, 1792)**

**RODRIGO BRAGA CEGLIAS**

**ANÁLISE DE TENSÃO RESIDUAL EM TUBO DE AÇO API 5L**  
**X70**

**Rio de Janeiro**

**2012**

**INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA**

**RODRIGO BRAGA CEGLIAS**

**ANÁLISE DE TENSÃO RESIDUAL EM TUBO DE AÇO API 5L  
X70**

Dissertação de Mestrado apresentada ao curso de Mestrado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Ciências dos Materiais.

Orientador: Prof. Luiz Paulo Mendonça Brandão – DSc.

Rio de Janeiro

2012

C2012

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

Praça General Tibúrcio, 80 – Praia Vermelha

Rio de Janeiro – RJ CEP: 22290-270

Este exemplar é de prioridade do Instituto Militar de Engenharia, que poderá incluí-lo em base de dados, armazenar em computador, microfilmар ou adotar qualquer forma de arquivamento.

É permitida a menção, reprodução parcial ou integral e a transmissão entre bibliotecas deste trabalho, sem modificação de seu texto, em qualquer meio que esteja ou venha a ser fixado, para pesquisa acadêmica, comentários e citações, desde que sem finalidade comercial e que seja feita a referência bibliográfica completa.

Os conceitos expressos neste trabalho são de responsabilidade do autor e do orientador.

**INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA**

**RODRIGO BRAGA CEGLIAS**

**ANÁLISE DE TENSÃO RESIDUAL EM TUBO DE AÇO API 5L**

Dissertação de Mestrado apresentada ao curso de Mestrado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Ciência dos Materiais.

Orientador: Prof. Luiz Paulo Mendonça Brandão – DSc

Aprovada em 14 de Dezembro de 2012 pela seguinte Banca Examinadora:

---

Professor Luiz Paulo Mendonça Brandão, DSc do IME - Presidente

---

Professor Cláudio Rios Maria, DC do IME

---

Professor Roberto Ribeiro de Avillez, DSc da PUC

Rio de Janeiro  
2012

## AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, porque até aqui Ele me sustentou. Pela força e saúde proporcionada.

Aos familiares, minha amada esposa Carla, pai José Thomaz, mãe Alair, irmãos Thomaz e Eduardo, cunhadas, Carol e Letícia, prima Letícia e demais membros da família Braga e Ceglias, que de certa forma estavam torcendo e apoiando em todos os momentos.

Aos amigos da igreja e turma, Renard, Eros, Pedrim, Felipe, Bruna, Lis, Jouséberson, Rubens, Suzana, Priscila, Ramon, Mateus Campolina e Frank que alegraram, ajudaram e crescemos juntos para conquistar essa batalha.

Ao professor orientador Luiz Paulo pelo apoio no tema da dissertação e prestação ajuda na realização do projeto.

A equipe do IME, Joel, Carlos Augusto, Sargento Lemus, Anderson, Heloísa, Márcia, contando com ajuda e colaboração no trabalho.

Ao aluno Marcelo da empresa PROTUBO pelas amostras cedidas para realização do trabalho e ajuda incondicional para conclusão do projeto.

Ao pessoal do Centro de Pesquisas da CSN, Júlio, Juan, Amarildo e Gérson pelo empenho e auxílio na preparação das amostras.

A todos os amigos e pessoas, perto ou longe que, de certa forma, contribuíram para a conclusão desta etapa da minha vida.

## SUMÁRIO

<b>LISTA DE FIGURAS</b> .....	<b>7</b>
<b>LISTA DE TABELAS</b> .....	<b>10</b>
<b>RESUMO</b> .....	<b>11</b>
<b>ABSTRACT</b> .....	<b>12</b>
<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	<b>13</b>
1.1 CENÁRIO GERAL.....	13
1.2 OBJETIVO .....	17
<b>2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>18</b>
2.1 TENSÃO RESIDUAL .....	18
2.1.1 TIPOS DE TENSÕES RESIDUAIS.....	18
2.1.2 PROCESSOS GERADORES DE TENSÕES RESIDUAIS .....	19
2.1.3 TÉCNICAS DE MEDIÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS.....	20
2.2 AVALIAÇÃO DE TENSÃO RESIDUAL .....	20
2.2.1 DIFRAÇÃO DE RAIOS X.....	20
2.2.1.1 CONCEITOS FUNDAMENTAIS .....	20
2.2.1.2 DIFRATÔMETRO DE RAIOS X.....	22
2.2.1.3 TEXTURA CRISTALOGRÁFICA .....	23
2.2.1.4 TENSÃO RESIDUAL .....	27
2.2.2 TÉCNICA DO FURO CEGO .....	35
2.2.2.1 PRINCÍPIOS FUNDAMENTAIS.....	35
2.2.2.2 CÁLCULO DE TENSÕES PARA O FURO PASSANTE .....	36
2.2.2.3 ANÁLISE EXTENSOMÉTRICA PARA O FURO CEGO .....	41
2.3 TRATAMENTO TÉRMICO DE ALÍVIO DE TENSÃO.....	45
2.3.1 FATORES DE INFLUÊNCIA NOS TRATAMENTOS TÉRMICOS ....	46
2.3.2 RECOZIMENTO .....	49
2.4 TENSÃO RESIDUAL NO COMPORTAMENTO DOS MATERIAIS.....	51
<b>3 MATERIAL E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS</b> .....	<b>55</b>
3.1 MATERIAL .....	55
3.2 PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS .....	57
3.2.1 METODOLOGIA DOS ENSAIOS .....	57
3.2.1.1 DIFRAÇÃO DE RAIOS X.....	57
3.2.1.2 TÉCNICA DO FURO CEGO .....	63
3.2.2 MICROSCOPIA .....	71
3.2.3 TRATAMENTO TÉRMICO DE RECOZIMENTO .....	72

<b>4 RESULTADOS.....</b>	<b>74</b>
4.1 TEXTURA E ANÁLISE METALOGRAFICA .....	74
4.1.1 COMO RECEBIDO .....	74
4.1.2 PÓS-TRATAMENTO TÉRMICO .....	80
4.1.3 COMENTÁRIOS .....	88
4.2 ANÁLISE DE TENSÃO RESIDUAL .....	90
4.2.1 COMO RECEBIDO .....	90
4.2.1.1 DIFRAÇÃO DE RAIOS X.....	90
4.2.1.2 TÉCNICA DO FURO CEGO .....	94
4.2.2 PÓS-TRATAMENTO TÉRMICO .....	95
<b>5 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.....</b>	<b>100</b>
5.1 COMPARAÇÃO DAS METODOLOGIAS ADOTADAS .....	100
5.2 ANÁLISE DA TENSÃO RESIDUAL NO TUBO .....	103
<b>6 CONCLUSÕES .....</b>	<b>106</b>
<b>7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>107</b>

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1- Ilustração esquemática da laminação controlada com e sem o processo de resfriamento acelerado (BARBOSA et. al., 1989). .....	15
Figura 2- Processo de fabricação de tubos. Disponível em: <a href="http://www.tenaris.com">http://www.tenaris.com</a> ... 16	16
Figura 3- Curvamento pelo processo de aquecimento por indução (MEIRELES, 2008). .....	17
Figura 4- Difração de raios x e a equação de Bragg (CULLITY, 1978). .....	22
Figura 5- Geometria Bragg-Brentano de um difratômetro de raios x, mostrando as diferentes fendas utilizadas (CULLITY, 1978). .....	23
Figura 6- Chapa com orientação dos cristais sem orientação preferencial (VIANA, 2002). .....	24
Figura 7- Distâncias interplanares de grãos com diferentes orientações de um corpo isento de tensões (LU, 2005). .....	27
Figura 8- Distâncias interplanares de grãos com diferentes orientações, de um corpo sob um campo de tensões (LU, 2005). .....	28
Figura 9- Porção de material submetida a um dado estado de tensões (GUIMARÃES, 1990). .....	28
Figura 10- Tipos de gráficos d versus $\sin^2$ . (a) linear: não apresenta tensão de cisalhamento. (b) elíptico: apresenta divisão devido ao cisalhamento. (c) oscilatório: comportamento devido à orientação cristalográfica preferencial (LU, 2005). .....	33
Figura 11- Obtenção do estado de tensões resultante do alívio provocado pelo furo (RODRIGUES, 2007). .....	36
Figura 12- Configuração da roseta proposta por Rendler e Vigness (RODRIGUES, 2007). .....	38
Figura 13- Representação dos parâmetros geométricos finitos do extensômetro (SCHAJER, 1988). .....	40
Figura 14- Gráfico para determinação dos coeficientes a e b para furos usinados em passo único para rosetas tipo RE e UL (RODRIGUES, 2007). .....	43
Figura 15- Variação dos coeficientes a e b com a profundidade do furo (LU, 2005). ..	44
Figura 16- Regiões onde foram retiradas as amostras. Trecho Reto, Reta Solda, Curva Extradorso, Curva Intradorso, Curva Solda e Linha Neutra.....	56
Figura 17- Corpo de prova dos ensaios de difração de raios x e furo cego. ....	56
Figura 18- Posição de análise dos ensaios. ....	57
Figura 19- (a) Difratômetro de raios x e (b) goniômetro do IME. ....	58
Figura 20- Chapa com orientação dos cristais ao acaso (sem textura). ....	59
Figura 21- Planilha para determinar as componentes das funções distribuições. ....	61
Figura 22- Janela ilustrativa do programa X'Pert Stress, onde foram calculados as tensões residuais via difração de raios x. ....	62



Figura 23- Fluxograma de aplicação da técnica do furo cego. ....	63
Figura 24- Definição da área de limpeza da superfície da peça. ....	64
Figura 25- Área de limpeza da superfície da amostra. ....	64
Figura 26- Marcação da posição e alinhamento do strains gage e aplicação da máscara de proteção da superfície. ....	65
Figura 27- Extensômetro utilizado no experimento. ....	66
Figura 28- Amostra com o extensômetro. ....	66
Figura 29- Fiação conectada às amostras. ....	67
Figura 30- Fiação que conecta os extensômetros ao Spider. ....	67
Figura 31- Spider, equipamento que mede as deformações dos extensômetros. ....	67
Figura 32- Broca tipo cônica diamantada. ....	68
Figura 33- Furadeira de bancada. ....	69
Figura 34- Instalação dos equipamentos para realização do furo. ....	70
Figura 35- Forno de tratamento térmico de recozimento. ....	73
Figura 36- Função distribuição do corpo de prova na posição da Curva Extradorso do tubo. ....	75
Figura 37- Função distribuição do corpo de prova na posição da Curva Intradorso do tubo. ....	75
Figura 38- Função distribuição do corpo de prova na posição da Curva Solda do tubo. ....	76
Figura 39- Função distribuição do corpo de prova na posição da Linha Neutra do tubo. ....	77
Figura 40- Função distribuição do corpo de prova na posição da Reta Solta do tubo. ....	77
Figura 41- Função distribuição do corpo de prova na posição do Trecho Reto do tubo. ....	78
Figura 42- Micrografia da amostra Curva Extradorso (MEIRELES, 2009). ....	79
Figura 43- Micrografia da amostra Curva Intradorso (MEIRELES, 2009). ....	79
Figura 44- Micrografia da amostra Linha Neutra (MEIRELES, 2009). ....	79
Figura 45- Micrografia da amostra Trecho Reto do tubo (MEIRELES, 2009). ....	80
Figura 46- Gráfico temperatura x tempo da curva de tratamento térmico das amostras. ....	80
Figura 47- Função distribuição do corpo de prova na posição da Curva Extradorso do tubo. ....	81
Figura 48- Função distribuição do corpo de prova na posição da Curva Intradorso do tubo. ....	82
Figura 49- Função distribuição do corpo de prova na posição da Curva Solda do tubo. ....	82
Figura 50- Função distribuição do corpo de prova na posição da Linha Neutra do tubo. ....	83
Figura 51- Função distribuição do corpo de prova na posição da Reta Solda do tubo. ....	84

Figura 52- Função distribuição do corpo de prova na posição do Trecho Reto do tubo. ....	84
Figura 53- Micrografia da amostra Curva Extradorso com aumento de 200x. ....	85
Figura 54- Micrografia da amostra Curva Intradorso com aumento de 200x. ....	86
Figura 55- Micrografia da amostra Linha Neutra com aumento de 200x. ....	86
Figura 56- Micrografia da amostra Reta Solda com aumento de 200x. ....	87
Figura 57- Micrografia da amostra Curva Solda com aumento de 200x. ....	87
Figura 58- Micrografia da amostra Trecho Reto com aumento de 200x. ....	88
Figura 59- Gráfico da distância interplanar vs $\text{sen}^2\psi$ da amostra Curva Extradorso. ...	91
Figura 60- Gráfico da distância interplanar vs $\text{sen}^2\psi$ da amostra Curva Intradorso. ...	91
Figura 61- Gráfico da distância interplanar vs $\text{sen}^2\psi$ da amostra Linha Neutra. ....	92
Figura 62- Gráfico da distância interplanar vs $\text{sen}^2\psi$ da amostra Reta Solda. ....	92
Figura 63- Gráfico da distância interplanar vs $\text{sen}^2\psi$ da amostra Curva Solda. ....	93
Figura 64- Gráfico da distância interplanar vs $\text{sen}^2\psi$ da amostra Trecho Reto. ....	93
Figura 65- Gráfico da distância interplanar vs $\text{sen}^2\psi$ da amostra Curva Extradorso. ...	97
Figura 66- Gráfico da distância interplanar vs $\text{sen}^2\psi$ da amostra Curva Intradorso. ...	97
Figura 67- Gráfico da distância interplanar vs $\text{sen}^2\psi$ da amostra Linha Neutra. ....	98
Figura 68- Gráfico da distância interplanar vs $\text{sen}^2\psi$ da amostra Reta Solda. ....	98
Figura 69- Gráfico da distância interplanar vs $\text{sen}^2\psi$ da amostra Curva Solda. ....	99
Figura 70- Gráfico da distância interplanar vs $\text{sen}^2\psi$ da amostra Trecho Reto. ....	99
Figura 71- Gráfico comparativo das técnicas de difração de raios x e furo cego. ....	101
Figura 72- Gráfico comparativo da tensão residual via difração de raios x sem e com tratamento térmico. ....	102
Figura 73- Tubo com as tensões residuais nas regiões: Reta Solda, Curva Solda e Curva Extradorso. ....	104
Figura 74- Tubo com as tensões residuais nas regiões: Curva Intradorso, Linha Neutra e Trecho Reto. ....	104

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Relação de orientação entre as fases austenita (CFC) e ferrita (CCC) (VIANA, 2002). .....	25
Tabela 2- Determinação dos coeficientes a e b para rosetas do tipo A. ....	44
Tabela 3- Composição química dos corpos de prova em percentual em peso. ....	56
Tabela 4- Tamanho de grão dos corpos de prova pós tratamento térmico. ....	85
Tabela 5- Tabela de tensões residuais via difração de raios x. ....	94
Tabela 6- Parâmetros dos ensaios de todos os corpos de prova. ....	94
Tabela 7- Resultado da tensão residual de todos os corpos de prova. ....	95
Tabela 8- Tabela de tensões residuais via difração de raios x após tratamento térmico. ....	96
Tabela 9- Comparação entre as técnicas de reio x e furo cego. ....	100

## RESUMO

Os tubos mais frequentemente utilizados para transporte de gás a alta pressão são os aços da classe API 5L de graus X60, X65, X70 e X80. O conhecimento da estrutura interna do material é importante para a análise da integridade estrutural de dutos. A existência de tensões residuais pode prejudicar ou ajudar no desempenho desse material em suas aplicações. Foi utilizado para esse estudo cortes do tubo API 5L X70 curvado por indução, em diferentes áreas do tubo como: curva extradorso, curva intradorso, linha neutra, região reta do tubo, curva da solda e na parte reta da solda. Esse trabalho foi desenvolvido com o objetivo de analisar o comportamento das tensões residuais nessas áreas do tubo curvado. Para isso foi necessário criar uma metodologia de análise de tensão residual via difração de raios x. A textura cristalográfica e o tamanho de grão são parâmetros que podem prejudicar a medição de tensão residual por difração de raios x, portanto, esses itens foram medidos e analisados. Como caráter de validação do método de difração, os resultados foram comparados com uma técnica mais usual, furo cego; e foi feito um tratamento térmico de alívio de tensão para novamente ser avaliado e comparado com os valores como recebido. As amostras apresentaram entre baixa e média textura e o tamanho de grão apresentou valores que não afetam a medição. As técnicas utilizadas apresentaram valores próximos e similares obtendo tensões residuais compressivas. De acordo com a revisão, foi visto que essas tensões residuais compressivas são benéficas para tubos API, uma vez que criam obstáculo e dificulta o crescimento e propagação de trincas, aumenta a resistência à fadiga e corrosão sob tensão.

**Palavras-chave:** API 5L X70, difração de raios x, furo cego, textura, tamanho de grão e tensões residuais compressivas.

## ABSTRACT

The most frequently used tubes for high pressure gas transport are the API 5L steel of grades X60, X65, X70 and X80. The knowledge of the internal structure of the material is important to the analysis of the structural integrity of pipelines. The existence of residual stresses can hurt or help in the performance of this material in your applications. It was used for this study pipe API 5 L X 70 cuts curved by induction from different areas such as: extrafit curve, soffit curve, neutral line, tube straight region, weld curve and at the weld line. This work was developed with the purpose of analyzing the behavior of residual stress in these areas of the curved tube. For this it was necessary to create a methodology for analyzing residual voltage via x-ray diffraction. The crystallographic texture and grain size are parameters that may affect the residual stress measurement by x-ray diffraction, therefore, these items were measured and analyzed. With x-ray diffraction method validation character, the results were compared with a more usual technique, hole drilling, and was done by heat treatment of stress relieving to again be calculated and compared with the values as received. The samples presented low and medium texture and grain size presented values that do not affect the measurement. The techniques used were nearby and similar values getting compressive residual stresses. According to the review, it has been seen that these compressive residual stresses are beneficial for API, since it create an obstacle and hinders the growth and spread of cracks, increases resistance to fatigue and stress corrosion.

**Key words:** API 5L X70, x ray diffraction, hole drilling, texture, grain size and compressive residual stresses.

# 1 INTRODUÇÃO

## 1.1 CENÁRIO GERAL

Os materiais estão entranhados na nossa cultura como, por exemplo, construção civil, transportes, vestuário, comunicação e objetos, sabendo que cada seguimento de nossas vidas diárias é influenciado em maior ou menor grau pelos materiais.

Quatro componentes importantes são envolvidos na ciência e na engenharia de materiais, quais sejam, processamento, estrutura, propriedades e desempenho. Essas quatro vertentes estão relacionadas entre si, ou seja, a estrutura de um material dependerá da maneira pela qual o mesmo foi processado. Além disso, o desempenho será em função das suas propriedades.

Para atender às crescentes exigências tecnológicas que vêm ocorrendo no setor de materiais, buscam-se métodos para prever possíveis falhas, no que diz respeito ao processamento, estrutura e propriedade.

E uma característica que envolve a maioria dos materiais é a tensão residual. Variável essa que surge durante o processamento de materiais e está contida na sua estrutura, afetando na propriedade e, por conseguinte, no desempenho do material.

Uma tensão interna ou residual em um material pode fazer com que o material perca suas características, tornando-o frágil, e assim propenso a falha. E essa tensão se desenvolve em peças metálicas; em resposta a processos de deformação plástica, ao resfriamento não uniforme de uma peça que foi processada a uma temperatura elevada, por exemplo, solda ou fundição. Tensão interna pode ser gerada, também, durante uma transformação de fases que seja induzida mediante um resfriamento onde as fases de origem e de produto possuem densidades diferentes.

Porém, um meio de retirar essa tensão é realizando tratamento térmico de alívio de tensão, onde a peça é aquecida até uma temperatura recomendada, mantida a essa temperatura por um tempo suficiente para atingir uma temperatura uniforme, e finalmente resfriada ao ar até a temperatura ambiente.

Vários são os métodos para detecção da tensão residual, como por exemplo: difração de raios x, difração de nêutrons, técnica do furo cego, ultra som entre outros. Sendo que cada técnica tem suas características, sendo destrutivas ou não.

Atualmente, o método mais utilizado na determinação de tensão residual é a difração de raios x. Esse método baseia-se no fato da tensão presente na amostra manifestar-se na rede cristalina dos grãos individuais mudando o espaçamento entre seus planos. Essa variação nos espaços interplanares provocará um deslocamento na posição  $2\theta$  dos picos correspondentes aos planos (hkl) dos grãos na região deformada. A partir dessa variação em  $2\theta$  mede-se a deformação sofrida pela rede, e utilizando as constantes elásticas módulo de Young (E) e coeficiente de Poisson ( $\nu$ ) do material, determina-se a tensão presente no material.

Porém, há três fatores que podem prejudicar a medida de tensão: textura, tamanho de grão e deformação plástica. Um material texturado, ou seja, com grãos orientados preferencialmente pode afetar a medida, assim como grãos grandes e uma forte deformação plástica contida no material.

Outra técnica, de fundamental importância para medição de tensão residual é o furo cego. Esse método, uma das mais utilizadas na medição de tensões internas por ser de fácil aplicação e ter uma relação custo exatidão adequadas, consiste em realizar um furo não passante no material, e assim, através das deformações obtidas de um extensômetro, calculam-se as tensões que estão ao redor do furo.

Dentre materiais de uso extremamente importantes estão os empregados em tubos, que são utilizados para transporte e transferência de petróleo, gás e derivados. Os tubos mais utilizados para transporte de gás são os aços da classe API 5L de graus X60, X65, X70 e X80.

É possível que esses tubos apresentem tensões residuais embutidas em suas estruturas, uma vez que desde seu processo de fabricação de chapas grossas já há uma elevada carga de deformação e transformação de fases do material durante a laminação controlada a quente, esquematizado pela figura 1.

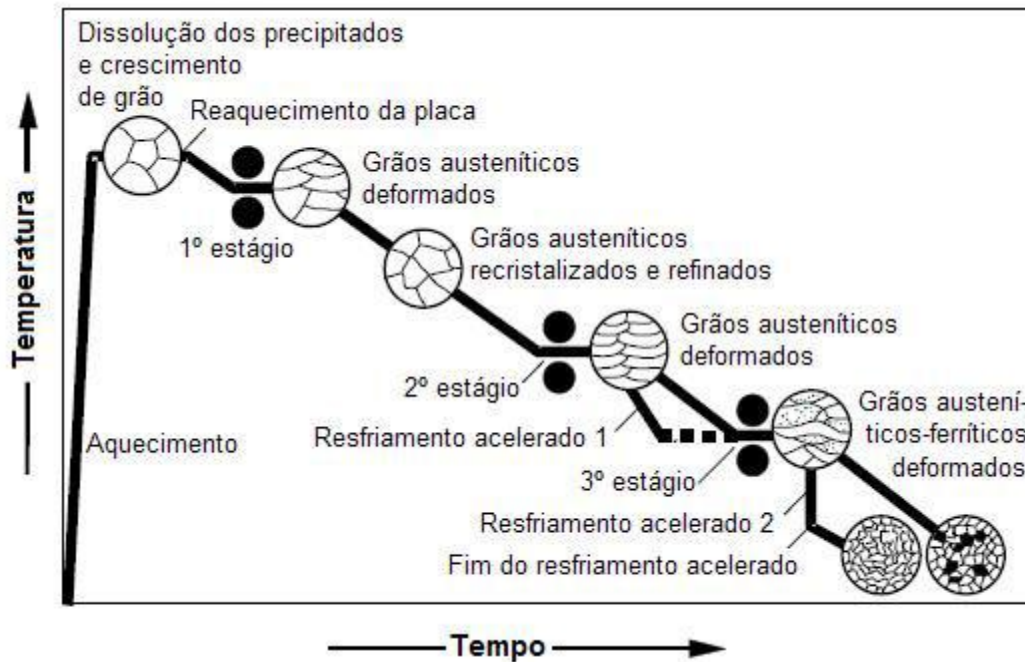


Figura 1- Ilustração esquemática da laminação controlada com e sem o processo de resfriamento acelerado (BARBOSA et. al., 1989).

O que também acarreta presença de tensões internas é a próxima etapa de fabricação do tubo. “UOE” é um dos processos de fabricação de tubos a partir de chapas. A sigla “UOE” representa exatamente as etapas do processo. A primeira etapa consiste no dobramento da chapa no formato de “U” e em seguida é conformado em “O”. A etapa seguinte é a soldagem das extremidades da chapa pelo processo de arco submerso (SAW – *Submerged Arc Welding*). Após a soldagem, o tubo é submetido a uma expansão “E”, que tem finalidade de ajustar o seu diâmetro às tolerâncias da norma API. A figura 2 relata todo o processo de fabricação do tubo.



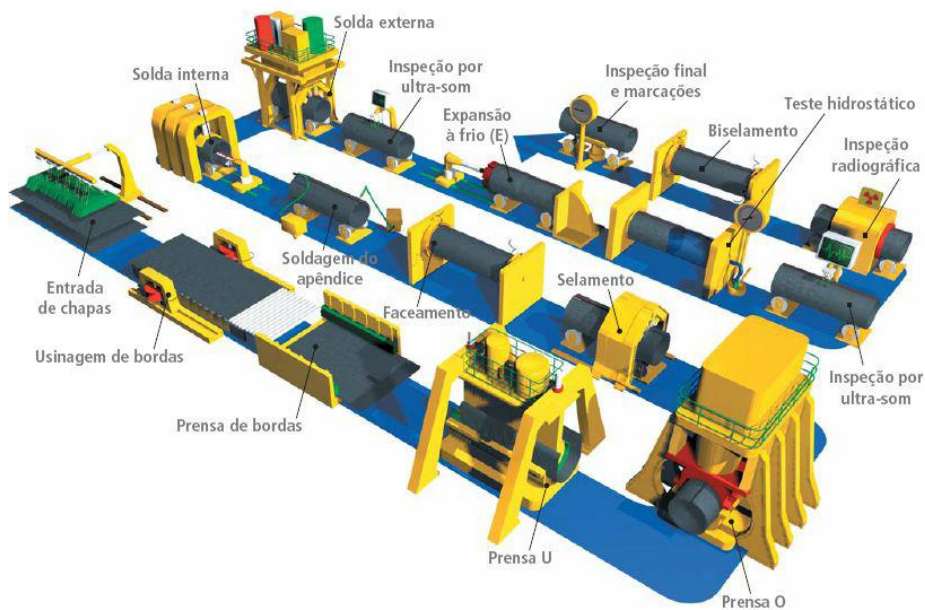


Figura 2- Processo de fabricação de tubos. Disponível em: <http://www.tenaris.com>.

O processo de curvamento do tubo é a última etapa antes do material ir para mercado. O curvamento dos tubos é um processo de conformação livre capaz de dobrar tubos de quaisquer diâmetros em pequenos raios. O método de indução eletromagnética consiste em aquecer o material através de um campo magnético gerado por uma corrente elétrica alternada de alta frequência de um anel (bobina) de cobre que envolve o tubo metálico sem tocá-lo. Aquecida a região, o tubo passa para etapa do curvamento, onde uma das extremidades é empurrada por um carro impulsor a uma velocidade constante, enquanto a outra extremidade é fixada por um grampo em um braço giratório que aplica um momento fletor de modo a realizar uma deformação contínua. No fim, o tubo passa por um resfriamento rápido por um jato de água ou ar emitido da própria bobina, que cessa assim, o aquecimento e consequentemente, a deformação plástica. A figura 3 ilustra o processo descrito acima. Novamente, vê-se nesse processo a presença de deformação, o que acarreta a possível presença de tensões residuais.

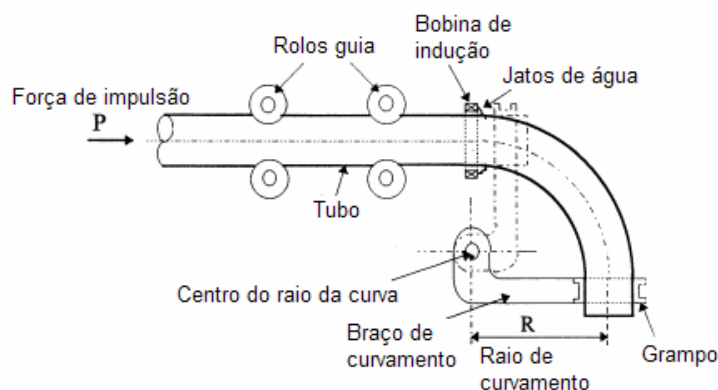


Figura 3- Curvamento pelo processo de aquecimento por indução (MEIRELES, 2008).

Tendo em vista que esses materiais são de extrema importância, há necessidade de estudar as tensões residuais nos tubos e sua participação no desempenho e nas propriedades de resistência mecânica e tenacidade.

## 1.2 OBJETIVO

O principal objetivo do trabalho foi avaliar a tensão residual em diferentes partes do tubo de aço API 5L X70 curvado por indução. Para isso, tivemos que implantar a metodologia de medição de tensão residual no laboratório de difração de raios x.

Com caráter de validação da técnica de difração de raios x, comparamos os resultados com outra técnica mais usual no âmbito da engenharia mecânica, que é o furo cego.

Para efeito de calibração da técnica de medição de tensão residual via difração de raios x foi necessário avaliar a textura cristalográfica do material (técnica essa que também utiliza difração de raios x) e medir o tamanho de grão do material nas diferentes partes do tubo.

Depois do cálculo da tensão residual foi feito um tratamento térmico de alívio de tensões para avaliar o comportamento da tensão residual, da textura cristalográfica e do tamanho de grão das amostras.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 TENSÃO RESIDUAL

De uma maneira simples, entende-se por tensões residuais como tensões que permanecem agindo no material mesmo quando todas as forças externas são retiradas. Essas tensões possuem comportamento elástico, podendo ser benéficas ou não às estruturas e equipamentos, dependendo de sua magnitude, sinal e distribuição (LU, 2005).

#### 2.1.1 TIPOS DE TENSÕES RESIDUAIS

As tensões residuais se dividem em três categorias: macroscópicas, microscópicas e submicroscópicas.

A primeira tensão citada, também chamada de tensão residual do tipo I, é homogênea no volume de vários grãos e causa deformações praticamente uniformes em muitos grãos. Podem ser encontradas em materiais que sofreram deformação plástica não uniforme, como dobramento, processo de laminação, gradientes térmicos e têmpera de aços (HIRSCH, 2006).

A tensão residual microscópica, conhecida como tipo II, são as que possuem distribuição homogênea ao longo de apenas um grão. Podem ocorrer em interfaces entre fase e partículas precipitadas e a matriz. Originam-se durante a deformação elastoplástica de um material policristalino numa microestrutura aleatória, porém orientados (HIRSCH, 2006).

Por fim, as tensões residuais submicroscópicas ou do tipo III, chamada por alguns autores de microtensões. Essas tensões abrangem distâncias interatômicas, menores que um grão. Essas tensões ocorrem nos materiais metálicos sujeitos a processos que produzam descontinuidades na rede cristalina como lacunas, impurezas, defeito de empilhamento, entre outros (HIRSCH, 2006).

## 2.1.2 PROCESSOS GERADORES DE TENSÕES RESIDUAIS

As tensões residuais são originadas através de alguns processos e mecanismos como: soldagem, tratamentos térmicos e termoquímicos de endurecimento superficial (têmpera, carbonetação e nitretação), fundição e conformação mecânica.

Um processo importante na fabricação de tubos e que gera tensão residual é a conformação mecânica como laminação, dobramentos e extrusão. Durante esses processos, ao ser aliviada a carga, as partes centrais do metal, que escoaram menos, tendem a voltar para o seu comprimento inicial forçando as partes externas a se encurtarem, pois houve maior escoamento nessa região, tornando-a acomodada num comprimento maior que o inicial. Assim, são geradas tensões residuais compressivas na superfície e tensões trativas na região central da peça em reação das duas regiões que retornaram ao comprimento inicial (GUIMARÃES, 1990).

Na soldagem, a geração de tensão residual se dá através do resfriamento das regiões aquecidas. As altas temperaturas, as quais são realizadas os processos de soldagem, o módulo de elasticidade e a resistência ao escoamento do metal tornam-se muito pequenos fazendo com que o metal expanda devido à facilidade ao escoamento do material. Ao resfriar, o metal recupera sua rigidez impedindo que a contração ocorra em todas as regiões (RODRIGUES, 2007).

Quando há transformação de fases durante a soldagem, ou seja, a austenita transforma para ferrita (bainita, perlita ou martensita) as tensões surgem porque ocorre um aumento de volume (RODRIGUES, 2007).

Durante o processo de têmpera (resfriamento do metal até a fase martensítica) há um aumento da dureza na superfície do material, sem alterar microestrutura do seu núcleo. Esse aumento de dureza é resultante da mudança de microestrutura na superfície da chapa fazendo com que crie um estado de tensões compressivas no mesmo local (HIRSCH, 2006).

### 2.1.3 TÉCNICAS DE MEDIÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS

Há três técnicas de medição de tensões residuais, estabelecidas de acordo com o dano introduzido no material quando ensaiado: destrutivas, semidestrutivas e não destrutivas. As técnicas destrutivas são aquelas que impossibilitam de usar o corpo-de-prova ao término do ensaio. As semidestrutivas não comprometem a integridade do material, e por fim, as não destrutivas não provocam qualquer dano no material.

A seguir, citam-se algumas técnicas para medir tensões residuais:

- do furo cego ou *hole drilling*;
- de seccionamento;
- da remoção de camadas ou da deflexão;
- difração de raios x;
- difração de nêutrons;
- ultra-som;
- e de Barkhausen;

As principais técnicas utilizadas para as medições de tensão residual, que serão realizadas nesse trabalho, são difração de raios x e a técnica do furo cego.

## 2.2 AVALIAÇÃO DE TENSÃO RESIDUAL

### 2.2.1 DIFRAÇÃO DE RAIOS X

#### 2.2.1.1 CONCEITOS FUNDAMENTAIS

A difratometria de raios x corresponde a uma das principais técnicas de caracterização microestrutural de materiais cristalinos, encontrando aplicações em diversos campos na engenharia e ciência dos materiais.

As radiações ao atingirem o material podem ser espalhadas elasticamente, ou seja, sem perda de energia pelos elétrons de um átomo. O fóton de raios x após a colisão com o elétron muda sua trajetória, mantendo, porém, a mesma fase e energia do fóton incidente. Se os átomos que geram o espalhamento estiverem arranjados como uma estrutura cristalina, apresentando entre eles distâncias próximas ao do comprimento de onda da radiação incidente, verifica-se que as relações de fase entre os espalhamentos tornam-se periódicos e que efeitos de difração dos raios x são observados em vários ângulos (CULLITY, 1978).

Se os átomos que geram este espalhamento estiverem arranjados de maneira sistemática, como em uma estrutura cristalina apresentando entre eles distâncias próximas ao do comprimento de onda da radiação incidente, pode-se verificar que as relações de fase entre os espalhamentos tornam-se periódicos e que efeitos de difração dos raios x podem ser observados em vários ângulos.

A figura 4 mostra a reflexão de um feixe de raios x incidente em planos paralelos na estrutura cristalina de um material. Considerando dois ou mais planos de uma estrutura cristalina, as condições para que ocorra a difração de raios x (interferência construtiva ou mesma fase) vão depender da diferença de caminho percorrida pelos raios x e o comprimento de onda da radiação incidente. Essa condição é expressa pela lei de Bragg, ou seja (CULLITY, 1978):

$$n\lambda = 2d \sin \theta \quad (1)$$

onde:

n é a ordem de difração (número inteiro);

d é a distância interplanar para o conjunto de planos hkl da estrutura cristalina;

$\theta$  é o ângulo de incidência dos raios x (medido entre o feixe incidente e os planos cristalinos).

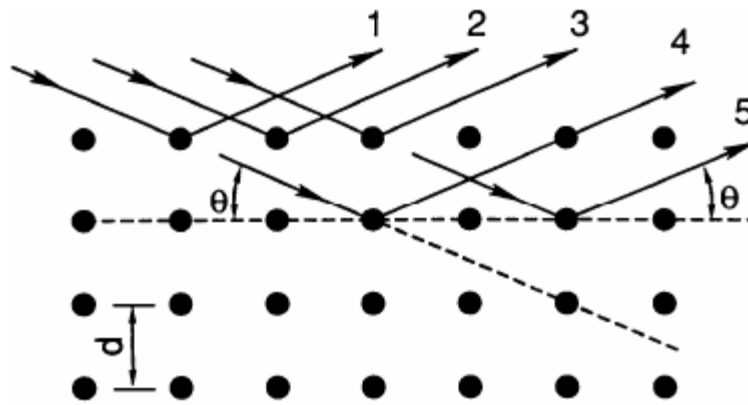


Figura 4- Difração de raios x e a equação de Bragg (CULLITY, 1978).

#### 2.2.1.2 DIFRATÔMETRO DE RAIOS X

Os difratômetros de raios x disponíveis no mercado são dominados pela geometria parafocal Bragg-Brentano (figura 5); seu arranjo geométrico pode constituir-se de um goniômetro horizontal ( $\theta$ - $2\theta$ ) ou vertical ( $\theta$ - $2\theta$  ou  $\theta$ - $\theta$ ).

Para a geometria  $\theta$ - $2\theta$  (figura 5), o goniômetro, acoplado aos acessórios de recepção do feixe difratado, move-se (H) com velocidade angular ( $2\theta$ /passo) sobre o eixo P e rotaciona a amostra (P) com metade desta velocidade angular ( $\theta$ /passo). O raio do círculo do goniômetro é fixa, apresentando iguais distâncias do tubo gerador de raios X à amostra e da amostra à fenda de recepção "D" ( $LP = PD$ ). O plano do círculo focal contém os raios incidentes e difratados, isto é, a fonte, a amostra e a fenda de recepção.

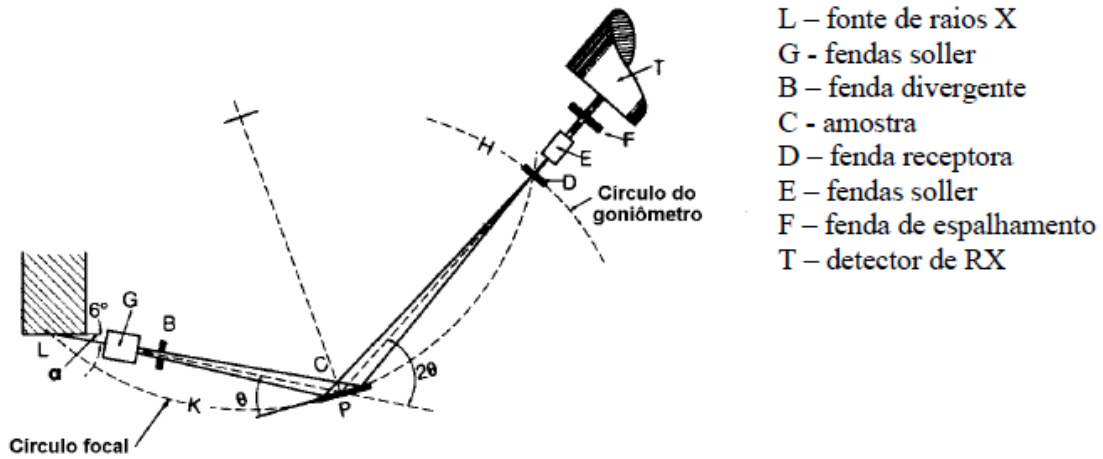


Figura 5- Geometria Bragg-Brentano de um difratômetro de raios x, mostrando as diferentes fendas utilizadas (CULLITY, 1978).

A partir da fonte, os raios x atravessam a fenda Soller ou colimadores paralelos (G), a fenda de divergência (B) e irradiam a superfície da amostra (C). Os raios difratados em determinado ângulo  $2\theta$  convergem para a fenda de recepção (D). Antes ou depois da fenda de recepção pode ser colocado um segundo conjunto de colimadores (E) e uma fenda de espalhamento (F). Um monocromador do feixe difratado pode ser colocado após a fenda de recepção, na posição da fenda de espalhamento (CULLITY, 1978).

Várias são as aplicações da difração de raios x, como por exemplo: identificação de fases cristalinas, quantificação de fases, determinação de parâmetros de célula unitária, orientação de cristais (textura), tamanho de cristais e tensão residual.

### 2.2.1.3 TEXTURA CRISTALOGRÁFICA

Os materiais policristalinos são constituídos de pequenos cristais, denominados grãos ou cristalitos, os quais são separados uns dos outros por fronteiras denominadas contornos de grão. De acordo com VIANA (2002) a grande maioria dos materiais policristalinos existentes tem grãos com tamanho médio na faixa de  $10\mu\text{m}$  a  $1\text{ mm}$ . Os materiais trabalhados apresentam tamanhos de grão em uma faixa ainda mais estreita:  $10$  a  $100\ \mu\text{m}$ . Portanto, as



peças e componentes policristalinos são constituídas de um número enorme de grãos.

As propriedades do policristal dependem da forma, do tamanho e da orientação dos grãos. Cada grão em um agregado policristalino tem orientação cristalográfica diferente da dos seus vizinhos. Isto quer dizer que os planos e as direções cristalinas têm orientação espacial diferente de grão para grão. As diferenças de orientação são habitualmente da ordem de dezenas de graus. Consideradas de modo global, as orientações de todos os grãos podem estar concentradas, em maior ou menor escala, ao redor de alguma ou de algumas orientações particulares. Nesta última condição, o agregado policristalino apresenta orientação preferencial ou textura cristalográfica. Assim, a textura pode ser genericamente definida como uma condição na qual a distribuição de orientações dos grãos de um policristal não é aleatória. Algumas vezes utiliza-se a expressão textura aleatória para significar ausência de orientação preferencial. A figura 6 ilustra como é uma orientação cristalina dentro dos grãos (VIANA, 2002).

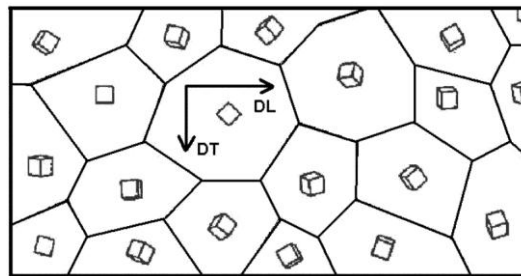


Figura 6- Chapa com orientação dos cristais sem orientação preferencial (VIANA, 2002).

Finalmente, é importante destacar que a textura não se refere à forma dos grãos, mas sim à forma como a rede cristalina desses grãos é arranjada espacialmente. A presença ou ausência de textura não pode ser inferida a partir da forma dos grãos. Por exemplo, grãos alongados não indicam necessariamente presença de textura cristalográfica. Um processo que introduz textura em um material pode ou não levar à existência de grãos alongados (não equiaxiais) (VIANA e LOPES, 2003).

A textura pode se desenvolver em um metal ou liga durante uma ou mais operações de processamento, tais como fundição, conformação mecânica, transformação mecânica e recozimento.

Durante a conformação mecânica, a deformação plástica ocorre principalmente por deslizamentos de determinados planos cristalinos. Nesse processo, o reticulado cristalino sofre rotação, por deslizamento de planos ou por maclação, para orientações mais favoráveis, estabelecendo a chamada textura de deformação. A textura final de deformação de uma dada peça ou corpo de prova depende principalmente da mudança de forma imposta na conformação e da temperatura em que o material foi deformado, e para baixas deformações depende da orientação inicial dos grãos antes da deformação (VIANA, 2002).

Para transformação de fases dos aços, existem três relações de orientações possíveis, propostas por Bain, Kurdjumov e Sachs e Nishiyama e Wassermann. A diferença entre eles está no número total de variantes, que são orientações do produto final (VIANA, 2002). A tabela 1 mostra essa diferença entre os pesquisadores. Devido a multiplicidade de variantes, uma textura da matriz relativamente intensa diminui geralmente de intensidade na transformação.

Tabela 1- Relação de orientação entre as fases austenita (CFC) e ferrita (CCC) (VIANA, 2002).

Relação de orientação	Correspondência entre as redes	Número de alternativas	Número total de variantes
Bain (B)	$\{001\}_\gamma \parallel \{001\}_\alpha$	3	3
	$\langle 100 \rangle_\gamma \parallel \langle 110 \rangle_\alpha$	1	
Kurdjumov-Sachs (K-S)	$\{111\}_\gamma \parallel \{011\}_\alpha$	4	24
	$\langle 011 \rangle_\gamma \parallel \langle 111 \rangle_\alpha$	3	
	(twin related variants)	2	
Nishiyama-Wassermann (N-W)	$\{111\}_\gamma \parallel \{011\}_\alpha$	4	12
	$\langle 112 \rangle_\gamma \parallel \langle 011 \rangle_\alpha$	3	

As texturas de transformação dos aços laminados podem resultar de três situações possíveis: transformação de austenita recristalizada, transformação de austenita deformada e transformação de material laminado no campo bifásico (ferrita mais austenita).

De acordo com VIANA (2002) quando a austenita recristaliza antes da transformação, prevalece uma fraca textura cristalográfica na ferrita transformada. Isto se deve ao fato de as reduções na austenita não se acumularem e repetidas recristalizações tenderem a enfraquecer a textura desta fase e, conseqüentemente, da fase transformada. Isto é comum em altas temperaturas de laminação a quente (por exemplo, na região de desbaste), quando ocorre a recristalização convencional (estática).

Quando a austenita se deforma diz-se que ocorre o empanqueamento. Nessa deformação há tempo suficiente para ocorrer a precipitação de carbonitretos e prevenir a recristalização estática. Quando este tempo é curto, como no laminador de tiras, e quando a presença de solutos como o Nb evitar a recristalização estática rápida, inicia-se o processo de recristalização dinâmica, seguida de recristalização pós-dinâmica nos intervalos entre passes. A seqüência dos processos de deformação, precipitação e recristalização desenvolve direcionalidades microestruturais e, portanto, anisotropia nas propriedades mecânicas da austenita trabalhada a quente. Uma possível forte textura da ferrita é devida à herança da orientação preferencial presente na austenita, imediatamente antes da transformação (VIANA, 2002).

As texturas de aços com laminação de acabamento efetuada na região bifásica ( $\gamma + \alpha$ ) incluem contribuições de duas fontes: da herança da textura da austenita e do desenvolvimento de uma textura de deformação na ferrita. A textura final resultante no aço é, portanto, muito complexa e fortemente influenciada pelas contribuições relativas destes três processos que, por sua vez, dependem da composição (presença de precipitados), temperatura, da quantidade de redução em cada passe e, acima de tudo, da temperatura de acabamento (VIANA, 2002).

Quando o metal deformado é recozido pode ocorrer recuperação e/ou recristalização, dependendo do grau de deformação, do tempo e principalmente da temperatura de recozimento. Geralmente, o recozimento em temperaturas mais baixas de materiais levemente encruados causa apenas recuperação e pequena ou nenhuma modificação da textura.

Recozimento em temperaturas mais altas causa freqüentemente recristalização. A ocorrência de recristalização pode gerar uma orientação cristalográfica preferencial (textura) completamente diferente daquela gerada

pela deformação. Na realidade, a recristalização pode tanto levar à ausência de textura, como desenvolver componentes de textura extremamente intensas ou, simplesmente, não alterar a textura de deformação (LIMA et. al., 2003).

Esta alteração da textura de deformação, durante a recristalização, é consistente com a idéia de que o fenômeno da recristalização é o resultado de um conjunto de alterações na microestrutura de um material, em decorrência de tratamento térmico, com novos grãos nucleando e crescendo. Estes novos grãos podem ter uma orientação diferente daquela orientação dos grãos da microestrutura deformada, pois os grãos formados estão muito mais livres de defeitos, ou seja, com menor energia acumulada (VIANA e LOPES, 2003).

#### 2.2.1.4 TENSÃO RESIDUAL

Num material policristalino, com granulometria fina e isenta de tensões, o espaço entre planos cristalinos não varia com a orientação destes planos, figura 7.

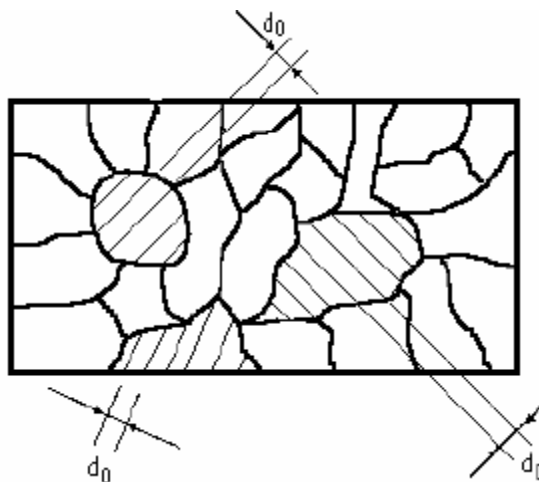


Figura 7- Distâncias interplanares de grãos com diferentes orientações de um corpo isento de tensões (LU, 2005).

A presença de um estado de tensões faz com que estas distâncias variem, devido à deformação elástica. Se a tensão aplicada for trativa, as distâncias entre planos perpendiculares a estas aumentarão, enquanto para os planos paralelos ao campo de tensões, a estas distâncias vão diminuir, como pode ser observado na figura 8.

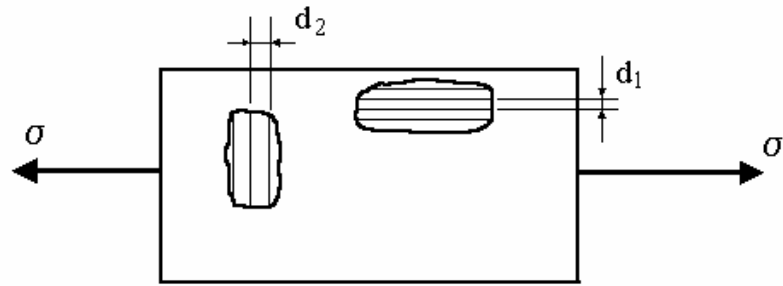


Figura 8- Distâncias interplanares de grãos com diferentes orientações, de um corpo sob um campo de tensões (LU, 2005).

Se esta variação nas distâncias interplanares puder ser medida, então se tem uma indicação da deformação e conseqüentemente do campo de tensões residuais atuantes. A técnica de difração de raios x é aplicada com o objetivo de medir as distâncias interplanares e a partir daí, calcular as tensões residuais presentes.

Seja uma porção de material submetido a um dado estado de tensões, conforme mostrado na figura 9.

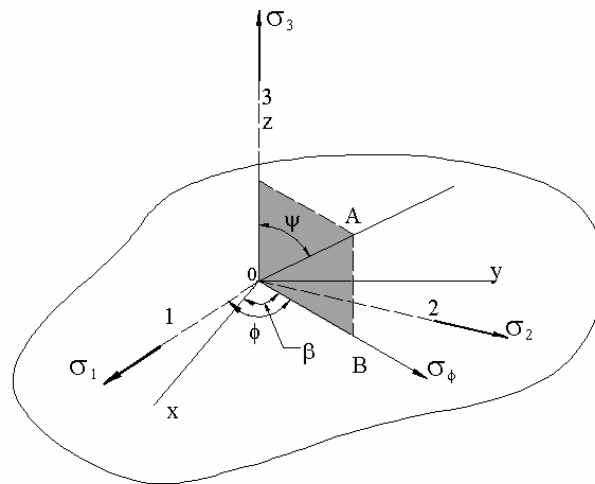


Figura 9- Porção de material submetida a um dado estado de tensões (GUIMARÃES, 1990).

De acordo com a teoria da elasticidade, a lei de Hooke estabelece que a tensão em uma dada direção ( $\sigma_x$ ) está relacionada com a deformação ( $\epsilon_x$ ) nessa mesma direção através do módulo de elasticidade (E) da seguinte maneira (DIETER, 1988):

$$(2)$$

$$\sigma_x = E \cdot \varepsilon_x$$

A força de tração produzida pela tensão na direção x não provoca apenas a deformação linear  $\varepsilon_x$  nessa direção, mas também a deformação transversal e a longitudinal.

A razão da deformação transversal pela longitudinal é denominada Coeficiente de Poisson ( $\nu$ ). Portanto:

$$\varepsilon_y = \varepsilon_z = -\nu\varepsilon_x = -\frac{\nu\varepsilon_x}{E} \quad (3)$$

As deformações transversais em adição às deformações longitudinais nas direções dos eixos principais e baseando-se nas relações tensão deformação, obtemos para um estado triaxial de tensões (DIETER, 1988):

$$\begin{aligned} \varepsilon_1 &= \frac{1}{E} [\sigma_1 - \nu(\sigma_2 + \sigma_3)] \\ \varepsilon_2 &= \frac{1}{E} [\sigma_2 - \nu(\sigma_1 + \sigma_3)] \end{aligned} \quad (4)$$

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

Qualquer ponto sobre a superfície da figura 6 é determinada pela relação geral, expressa em função das deformações principais:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \varepsilon_1\alpha_1^2 + \varepsilon_2\alpha_2^2 + \varepsilon_3\alpha_3^3 \quad (5)$$

onde:

$$\begin{aligned} \alpha_1 &= \cos \psi \sin \psi \\ \alpha_2 &= \sin \phi \sin \psi \\ \alpha_3 &= \cos \psi = (1 - \sin^2 \psi)^{1/2} \end{aligned} \quad (6)$$

são os cossenos diretores do vetor deformação  $\varepsilon_{\phi\psi}$ , em relação as direções das deformações principais  $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$  (GUIMARÃES, 1990).

Da mesma maneira, pode-se definir as tensões principais, na qual a tensão normal é dada por:

$$\sigma_{\phi\psi} = \sigma_1\alpha_1^2 + \sigma_2\alpha_2^2 + \sigma_3\alpha_3^3 \quad (7)$$

onde  $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$  são os cossenos diretores da tensão  $\sigma_{\phi\psi}$  em relação aos eixos principais (GUIMARÃES, 1990).

Substituindo os valores para as deformações principais dadas pela equação 4 na equação 5, tem-se a equação geral que relaciona as deformações em qualquer direção  $\Phi\psi$  dentro de um corpo com a tensão principal atuante (GUIMARÃES, 1990):

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E} (\sigma_1\alpha_1^2 + \sigma_2\alpha_2^2 + \sigma_3\alpha_3^2) - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad (8)$$

Sob a superfície de uma amostra tensionada cada elemento do volume está sujeito a ação de três tensões principais  $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ . No entanto, devido a baixa penetração dos raios x na maioria dos materiais, a difração ocorre apenas na camada superficial da amostra permitindo que a tensão normal a superfície seja igual a zero, uma vez que sua presença não afeta a medida. Portanto, considera-se a condição de tensão plana, assumindo as tensões  $\sigma_1$  e  $\sigma_2$  atuando e  $\sigma_3$  igual a zero.

A expressão geral para deformação  $\varepsilon_{\phi\psi}$  na direção que forma os ângulos  $\Phi$  e  $\psi$  com  $\sigma_1$  e  $\sigma_2$ , respectivamente é (PREVÉY, 1986):

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E} (\sigma_1\alpha_1^2 + \sigma_2\alpha_2^2) - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2) \quad (9)$$

Utilizando os valores apropriados para os cossenos diretores da equação 6, a equação para obter o vetor deformação  $\varepsilon_{\phi\psi}$  pode ser detalhada como (PREVÉY, 1986):

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E} (\sigma_1 \cos^2 \phi + \sigma_2 \sin^2 \phi) \sin \psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2) \quad (10)$$

Observa-se que quando  $\psi = 90^\circ$ , o componente superficial da tensão é dado por:

$$\sigma_\phi = \sigma_1 \cos^2 \phi + \sigma_2 \sin^2 \phi \quad (11)$$

Substituindo a equação 11 na equação 10, temos:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E}(\sigma_{\phi} \sin^2 \psi) - \frac{\nu}{E}(\sigma_1 + \sigma_2) \quad (12)$$

Esta é a equação básica que relaciona os princípios da difração de raios x com as relações tensão deformação. Ela pode ser utilizada para determinar a tensão ( $\sigma_{\phi}$ ) em qualquer direção sobre a superfície da amostra (PREVÉY, 1986).

Quando o feixe incidente está perpendicular a superfície da amostra, os planos refletos são quase paralelos a superfície. Assim, a medida do espaço interplanar ( $d$ ) está na direção aproximada da normal à superfície. Se  $d_0$  é o espaço interplanar correspondente a condição não tensionada, a deformação efetiva, normal a superfície da amostra é (PREVÉY, 1986):

$$\varepsilon_1 = \varepsilon_{\phi\psi} = \frac{d-d_0}{d_0} = \frac{\Delta d}{d_0} \quad (13)$$

Uma vez que para  $\psi = 0^\circ$  os cossenos diretores  $\sigma_1$  e  $\sigma_2$  na equação 9 serão zero, portanto:

$$\varepsilon_1 = -\frac{\nu}{E}(\sigma_1 + \sigma_2) \quad (14)$$

Substituindo a equação 14 em 12, tem-se:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E}\sigma_{\phi} \sin^2 \psi + \varepsilon_1 \quad (15)$$

$$\sigma_{\phi} = (\varepsilon_{\phi\psi} - \varepsilon) \frac{E}{(1+\nu)} \frac{1}{\sin^2 \psi} \quad (16)$$

mas,  $\varepsilon_{\phi\psi}$  é equivalente a diferença dos espaços interplanares perpendiculares a  $\psi$  nas condições ( $d_{\psi}$ ) e não tensionada ( $d_0$ ) (ANDEROGLU, 2004). Portanto, tem-se:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{d_{\psi}-d_0}{d_0} \quad e \quad \varepsilon_1 = \frac{d-d_0}{d_0} \quad (17)$$



$$(\varepsilon_{\phi\psi} - \varepsilon_1) = \frac{d_{\psi-d}}{d_0} \quad (18)$$

Introduzindo um erro negligenciável, de modo que elimine a necessidade da medida dos espaços interplanares ( $d_0$ ) na condição não tensionada, substituímos o denominador da equação 18 pelo espaço interplanar na condição em  $\psi = 0^\circ$  (ANDEROGLU, 2004).

Pode-se escrever:

$$(\varepsilon_{\phi\psi} - \varepsilon_1) = \frac{d_{\psi-d}}{d} \quad (19)$$

Substituindo a equação 19 na 16:

$$\sigma_{\phi} = \frac{d_{\psi-d}}{d} \frac{E}{1+\nu} \frac{1}{\sin^2 \psi} \quad (20)$$

A técnica consiste em calcular a inclinação da reta da equação 20 acima. Essa técnica é conhecida como  $\text{sen}^2\psi$ . Outra forma, e mais usual, de calcular a tensão residual é pelo método do  $\text{sen}^2\psi$ . Como visto anteriormente, na equação 12 que relaciona a deformação da rede com a tensão residual presente (ANDEROGLU, 2004):

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E} (\sigma_{\phi} \sin^2 \psi) - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2) \quad (21)$$

Referindo a figura 7, observa-se que para qualquer ângulo  $\phi$  no qual a deformação da rede é medida, as deformações  $\varepsilon_{\phi\psi}$  são linearmente dependentes do  $\text{sen}^2\psi$ . A inclinação pode ser obtido diferenciando a equação 12 acima em relação a  $\text{sen}^2\psi$  (ANDEROGLU, 2004).

$$m = \frac{\partial \varepsilon_{\phi\psi}}{\partial \sin^2 \psi} = \left( \frac{1+\nu}{E} \right) \sigma_{\phi} \quad (22)$$

O cálculo da inclinação da reta leva diretamente ao componente de tensão  $\sigma_{\phi}$  pela relação:

$$\sigma_{\phi} = m \left( \frac{E}{1 + \nu} \right)$$

O resultado gerado dessas equações são as curvas mostradas na figura 10, podendo ser classificados de forma linear, elíptica com divisão e não linear com comportamento oscilatório, conforme mostrado. Os dados obtidos a partir de amostras isotrópicas e homogêneas e sem apresentar tensão de cisalhamento, possui a forma linear semelhante a apresentada na figura 10 (a). Dados elípticos, mostrado na figura 10 (b) geralmente são indícios de tensão de cisalhamento presentes. Dados semelhantes aos encontrados na figura 10 (c) são mais freqüentemente causados por uma orientação cristalográfica preferencial das amostras (LU, 2005).

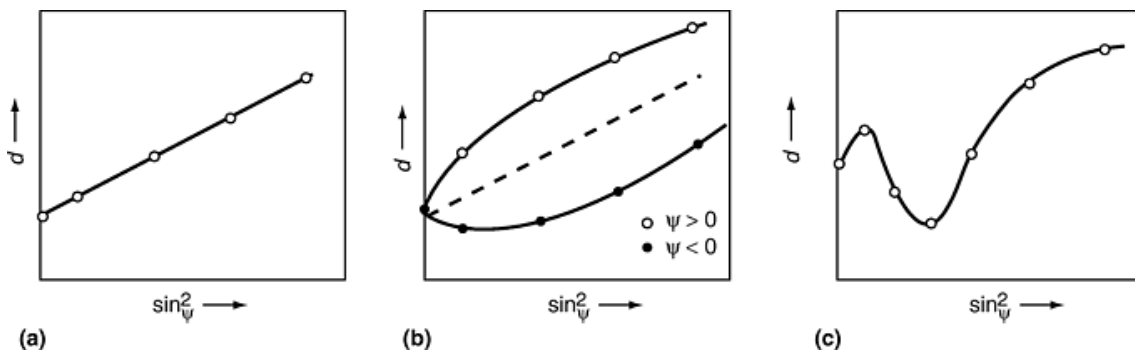


Figura 10- Tipos de gráficos d versus sen<sup>2</sup>. (a) linear: não apresenta tensão de cisalhamento. (b) elíptico: apresenta divisão devido ao cisalhamento. (c) oscilatório: comportamento devido à orientação cristalográfica preferencial (LU, 2005).

Porém, algumas condições inerentes ao corpo de prova podem afetar a precisão e até mesmo a medida de tensão residual. Essas dificuldades práticas são: tamanho de grão, textura cristalográfica e deformação plástica.

#### - Tamanho de grão

Se os grãos da amostra são grandes, a linha de difração é irregular e sua posição não é bem definida. Alguns produtos possuem tamanho de grão tão grande que é impossível medir a tensão residual por difração de raios x. De

acordo com FRANCOIS e LEBRUN (1993), o diâmetro que prejudica a medição de tensão residual é de aproximadamente 100  $\mu\text{m}$ .

- Textura cristalográfica

Um moderado grau de orientação preferencial não causa dificuldade na medida, mas uma forte textura pode ocasionar significativas alterações na medição da tensão residual. De acordo com HOUTTE e DE BUYSER (1993), a textura influencia nas constantes elásticas do material. Para materiais isotrópicos, o módulo de Young e o coeficiente de Poisson são utilizados na expressão abaixo (REKHL, 2009).

$$S_1 = \frac{-\vartheta}{E}$$

$$\frac{1}{2}S_2 = \frac{1 + \vartheta}{E}$$

Já para materiais anisotrópicos, ou seja, que possuem uma forte textura, devem ser usados alguns modelos que utilizam as constantes elásticas. Os modelos mais conhecidos são de Reuss e Voigt. No modelo de Reuss é proposto que a tensão é homogênea na estrutura cristalina. Como consequência, a deformação é diferente em cada grão devido a diferente orientação dos grãos. Já para o modelo de Voigt, a deformação é homogênea na estrutura cristalina e a tensão será heterogênea (REKHL, 2009).

No caso de difração de raios x o método mais usual é o  $d\text{-sen}^2\psi$ . Na ausência de textura, as curvas geradas pelo método do  $\text{sen}^2\psi$  são lineares. Não é o caso se uma forte textura estiver presente, que foi abordado e comprovado no artigo de HOUTTE e DE BUYSER (1993). Porém, a não linearidade das curvas não está necessariamente relacionado com a forte presença de textura. Outra possível razão é a presença de tensão de cisalhamento, como mostrado na figura 10.

#### - Deformação plástica

Se a amostra tiver sido deformada plasticamente, o método de difração de raios x não indica a verdadeira macrotensão. Essa condição existe, por exemplo, na superfície de amostras temperadas, onde a tensão residual na outra superfície é devido ao escoamento plástico no interior. Quando o material é alongado plasticamente e descarregado em seguida, a medida de difração mostra uma mudança na linha indicando macrotensão residual compressiva na direção da deformação (CULLITY, 1978).

### 2.2.2 TÉCNICA DO FURO CEGO

É a técnica mais utilizada e também considerada uma das melhores para medição de tensões residuais. O método consiste na usinagem de um pequeno furo não passante (cego) na superfície a ser avaliada para medição do alívio de tensões gerado pela usinagem desse furo.

A extensometria é a técnica mais aplicada para medir as tensões residuais presente no material. Esse ensaio utiliza extensômetros de resistência elétrica conhecida como *strain gages*. O principal equipamento da extensometria é o condicionador (que indica as deformações), que contém Pontes de Wheatstone, nas quais são ligados os extensômetros. O condicionador permite a determinação das mudanças de potencial geradas pelas variações de suas dimensões.

#### 2.2.2.1 PRINCÍPIOS FUNDAMENTAIS

A usinagem de um furo provoca uma modificação no estado de tensão interna da peça que se traduz em deslocamentos e deformações na vizinhança do furo.

O método do furo para determinação de tensões residuais tem como base teórica as equações de Kirsch, formuladas em 1898, para determinação do estado de tensões ao redor de um furo passante existente numa placa infinita com carregamento conhecido (RODRIGUES, 2007).

O estado de tensões ( $\sigma'$ ) medido através da usinagem de um furo passante em um material pode ser representado pela subtração do campo de concentração de tensões ( $\sigma''$ ), dado pela solução de Kirsch, do estado de tensões na placa sem furo ( $\sigma$ ). A figura 11 demonstra o que foi dito.

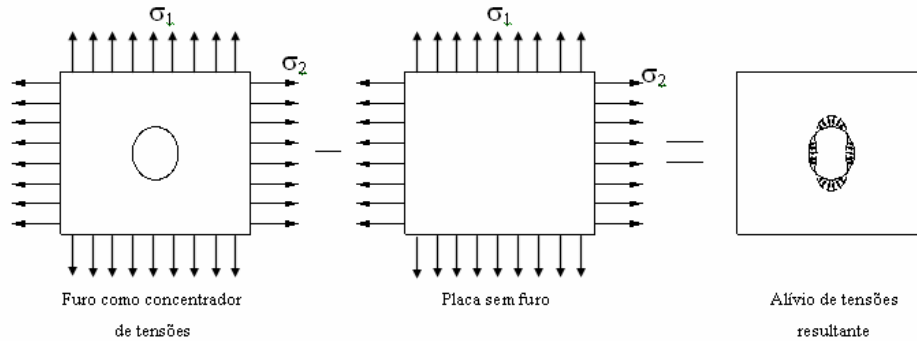


Figura 11- Obtenção do estado de tensões resultante do alívio provocado pelo furo (RODRIGUES, 2007).

#### 2.2.2.2 CÁLCULO DE TENSÕES PARA O FURO PASSANTE

As tensões atuantes em planos ortogonais  $r$  e  $\theta$  que passam por um ponto  $P(r, \theta)$  qualquer, em uma placa submetida a um estado biaxial de tensões, definido pelas tensões principais  $\sigma_1$  e  $\sigma_2$ , são dadas pelas equações 24 (RODRIGUES, 2007).

$$\sigma_r = \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2} + \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \cos 2\theta$$

$$\sigma_\theta = \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2} + \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \cos 2\theta$$

$$\tau_{r\theta} = -\frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \sin 2\theta$$

As equações de Kirsch para a concentração de tensões em um ponto  $P(r, \theta)$  para uma placa infinita carregada biaxialmente (figura 11), que tem sua dedução descrita em vários livros de teoria da Elasticidade, são expressas das seguintes formas (RODRIGUES, 2007):

$$\sigma''_r = \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2} \left(1 - \frac{R^2}{r^2}\right) + \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \left(1 - 4\frac{R^2}{r^2} + 3\frac{R^4}{r^4}\right) \cos 2\theta$$

$$\sigma'_\theta = \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2} \left(1 + \frac{R^2}{r^2}\right) - \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \left(1 + 3\frac{R^4}{r^4}\right) \cos 2\theta$$

$$\tau''_{r\theta} = -\frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \left(2\frac{R^2}{r^2} - 3\frac{R^4}{r^4}\right) \sin 2\theta$$
(25)

Sabendo que  $\sigma' = \sigma'' - \sigma$  (figura 11), pode-se escrever o estado de tensões aliviadas ( $\sigma'$ ) em uma dada posição ( $r, \theta$ ), gerado pela usinagem de um furo em uma placa carregada biaxialmente (RODRIGUES, 2007):

$$\sigma'_r = -\frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2} \left(\frac{R^2}{r^2}\right) + \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \left(-4\frac{R^2}{r^2} + 3\frac{R^4}{r^4}\right) \cos 2\theta$$

$$\sigma'_\theta = \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2} \left(\frac{R^2}{r^2}\right) - \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \left(3\frac{R^4}{r^4}\right) \cos 2\theta$$

$$\tau''_{r\theta} = -\frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \left(2\frac{R^2}{r^2} - 3\frac{R^4}{r^4}\right) \sin 2\theta$$
(26)

As deformações na borda do furo podem ser descritas pelas equações constitutivas de Hooke. Pelo fato das rosetas utilizadas neste trabalho serem todas radiais, essa será a única direção que terá sua deformação expressa (RODRIGUES, 2007):

$$\varepsilon'_r = \frac{1}{E} (\sigma'_r - \nu\sigma'_\theta)$$
(27)

Inserindo as equações 26 em 27 e já dispensando o índice, chega-se à seguinte expressão:

$$(28)$$

$$\varepsilon_r = (A + B \cos 2\theta)\sigma_1 + (A - B \cos 2\theta)\sigma_2$$

As constantes A e B são conhecidas como coeficientes de alívio e assumem as seguintes expressões:

$$A = -\frac{1-\nu}{2E} \left(\frac{R}{r}\right)^2$$

$$B = -\frac{1+\nu}{2E} \left[ \frac{4}{1+\nu} \left(\frac{R}{r}\right)^2 - 3 \left(\frac{R}{r}\right)^4 \right] \quad (29)$$

RENDLER e VIGNESS em seu artigo de 1966 propuseram uma configuração de roseta, mostrada na figura 12. Tal configuração é até hoje utilizada pelos fabricantes de rosetas.

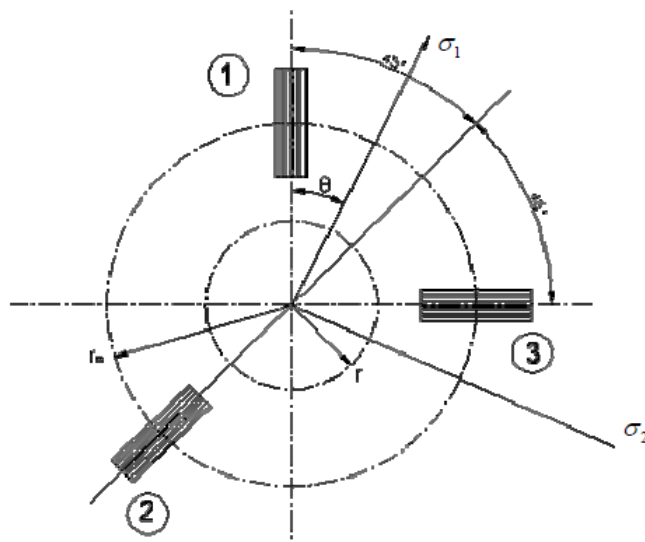


Figura 12- Configuração da roseta proposta por Rendler e Vigness (RODRIGUES, 2007).

Determinando as deformações nas direções 1 e 3 indicadas na roseta da figura 12 tem-se (RENDLER e VIGNESS, 1966):

$$\varepsilon_1 = A(\sigma_1 + \sigma_2) + B(\sigma_1 - \sigma_2) \cos 2\theta$$

$$\varepsilon_2 = A(\sigma_1 + \sigma_2) + B(\sigma_1 - \sigma_2) \cos 2(\theta + 45^\circ) \quad (30)$$

$$\varepsilon_3 = A(\sigma_1 + \sigma_2) + B(\sigma_1 - \sigma_2) \cos 2(\theta + 90^\circ)$$

Resolvendo as equações acima, chega-se nas equações:

$$\sigma_1 = \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_3}{4A} - \frac{1}{4B} \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_1 + \varepsilon_3 - 2\varepsilon_2)^2}$$

$$\sigma_2 = \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_3}{4A} + \frac{1}{4B} \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_1 + \varepsilon_3 - 2\varepsilon_2)^2}$$
(31)

Onde  $\sigma_1$  e  $\sigma_2$  são as tensões máxima e mínima presentes na superfície do componente. A direção principal, ângulo  $\theta$  da figura 12, é descrita por (RODRIGUES, 2007):

$$\theta = \tan^{-1} \left( \frac{\varepsilon_1 - 2\varepsilon_2 + \varepsilon_3}{2(\varepsilon_1 - \varepsilon_3)} \right)$$
(32)

Nas medições extensométricas das deformações ao redor do furo passante é importante que se verifique a extensão da região que sofre um alívio de tensões, além da variação da concentração de tensões provocadas pelo furo. A primeira consideração importante a ser feita é que os coeficientes A e B das equações 30 são usadas para cálculo de tensões a partir de deformações pontuais, o que não condiz com a extensometria, que trabalha com a deformação que ocorre em toda a área sobre a qual o *strain gage* está colado. Em 1981, SCHAJER (1988) definiu dimensões que estão mostradas na figura 13, para considerar a área finita dos extensômetros e integrou as equações 30 com relação a essas dimensões obtendo as equações.



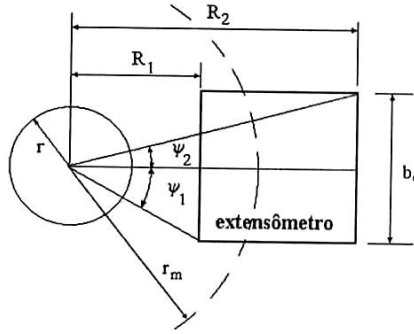


Figura 13- Representação dos parâmetros geométricos finitos do extensômetro (SCHAJER, 1988).

$$\bar{A} = \frac{(1 + \nu)r^2}{E(R_2 - R_1)b_e} (\psi_2 - \psi_1)$$

(33)

$$\bar{B} = \frac{(1 + \nu)r^2}{E(R_2 - R_1)b_e} \left[ \frac{2(1 - \nu)}{1 + \nu} (\psi_2 - \psi_1) + (\sin 2\psi_2 - \sin 2\psi_1) \right] - \frac{1}{8} \left( \frac{r}{R_1} \right)^2 (2\sin 2\psi_1 + \sin 4\psi_1) + \frac{1}{8} \left( \frac{r}{R_2} \right)^2 (2\sin 2\psi_2 + \sin 4\psi_2)$$

RENDLER e VIGNESS (1966), através de seus experimentos, concluíram que a adimensionalização era um meio para o uso dos coeficientes de alívio para qualquer dimensão do furo. Eles usaram o diâmetro do furo para adimensionalizar os resultados de suas medições e mostraram alguns resultados de A e B encontrados a partir de suas experiências. Com a normalização da fabricação de rosetas, SCHAJER (1988) sugeriu o uso de um raio médio ( $r_m^1$ ) para estas, mostrado na figura 13, e adotou como o fator em relação ao qual os parâmetros da técnica seriam adimensionalizados.

O valor das deformações causadas pela execução do furo diminui abruptamente com o aumento da distância da borda do furo. Isto poderia induzir o desejo de colar o extensômetro à menor distância possível do furo, no intuito de ler o máximo possível da deformação gerada. Porém, com o extensômetro muito próximo da borda do furo, qualquer excentricidade faria R1 e R2 tornarem-se diferentes dos especificados pelos fabricantes. As equações 25 mostram a importância da utilização dos valores corretos de R1 e R2, já que

essas distâncias relacionam-se quadraticamente com os coeficientes A e B, usados nos cálculos das tensões. SCHAJER (1988) definiu valores de R1 e R2 que, proporcionam a leitura de um percentual significativo da deformação aliviada com a execução do furo, sem variações destes raios. SCHAJER também propôs o uso de novos coeficientes de alívio, dependentes exclusivamente das dimensões da roseta, cujas equações são:

$$\bar{a} = -\frac{2E\bar{A}}{1+\nu} \quad (34)$$

$$\bar{b} = -2E\bar{B}$$

Estes coeficientes são praticamente independentes do material do corpo de prova, ou seja, não variam com o módulo de elasticidade e têm variações inferiores a 1% para coeficientes de Poisson entre 0,28 e 0,33 (NORMA ASTM 837).

### 2.2.2.3 ANÁLISE EXTENSOMÉTRICA PARA O FURO CEGO

Os tópicos anteriores forneceram toda a base necessária para o entendimento de como as informações de alívio de deformação, geradas pela execução de um furo em um material, são associadas à magnitude e distribuição das tensões existentes no corpo de prova. Porém, todas as análises feitas consideraram a hipótese de um furo passante, o que é impraticável em grande parte das medições. Por isso a opção por um furo não passante (cego) na grande maioria das medições (RODRIGUES, 2007).

A execução de um furo cego em um espécime carregado gera um campo de tensões complexo, que não possui solução exata na teoria da elasticidade. RENDLER e VIGNESS (1966) demonstraram que a deformação aliviada pela execução de um furo cego também varia de forma senoidal ao longo de um círculo concêntrico ao furo, para um furo passante. Isto significa que as equações 30 podem ser usadas para o furo cego, contanto que se utilizem os coeficientes de alívio adequados.

Neste item, será mostrada a inclusão do parâmetro de profundidade do furo na determinação dos coeficientes de alívio  $a$  e  $b$ , tornando as formulações demonstradas anteriormente aplicáveis à Técnica do Furo Cego.

O modelo proposto por RENDLER e VIGNESS (1966), que embora tenha sido apresentado inicialmente para um furo passante, serve perfeitamente para determinação dos coeficientes de alívio para a análise extensométrica do método do furo cego.

A deformação aliviada pelo furo na região sob a área dos extensômetros da roseta é dada pela diferença entre as deformações lidas antes e depois da usinagem do furo (RODRIGUES, 2007):

$$\varepsilon_1 = \varepsilon_{1d} - \varepsilon_{1a} \quad (35)$$

$$\varepsilon_3 = \varepsilon_{3d} - \varepsilon_{3a}$$

Simplificando a equação 30 para um estado uniaxial, que é o caso do experimento proposto, e aplicando-as para  $\theta = 0^\circ$  e  $\theta = 90^\circ$ , tem-se:

$$\bar{A} = \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_3}{2} \quad (36)$$

$$\bar{B} = \frac{\varepsilon_1 - \varepsilon_3}{2}$$

Substituindo-se os valores encontrados nas equações 30, podem-se determinar os coeficientes de alívio adimensionais  $\bar{a}$  e  $\bar{b}$ . A figura 14 apresenta um gráfico com valores destes coeficientes para rosetas RE e UL, que são as mais utilizadas (RODRIGUES, 2007).

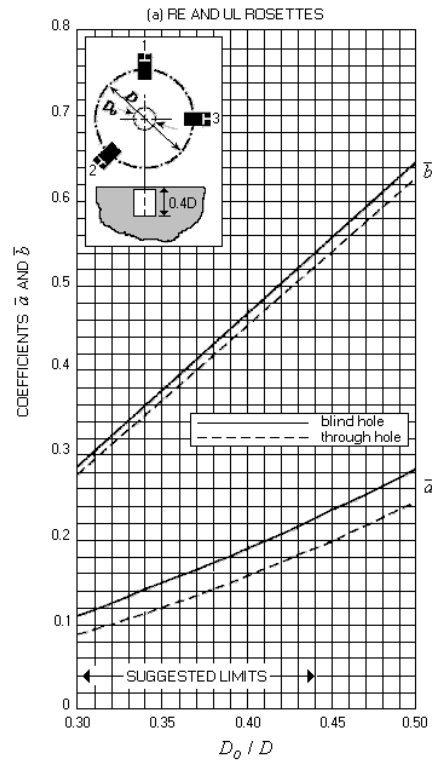


Figura 14- Gráfico para determinação dos coeficientes a e b para furos usinados em passo único para rosetas tipo RE e UL (RODRIGUES, 2007).

Trabalhos como os de SCHAJER (1988), de FLAMAN e BOAG (1990) e de SOARES (2003), apresentam uma investigação numérica, para determinação dos coeficientes de alívio ao longo da profundidade do furo. Dentre estes, vale destacar o artigo de SCHAJER, que aplicando numericamente os procedimentos sugeridos por RENDLER e VIGNESS a um modelo Elementos Finitos, apresentou gráficos (figura 15) mostrando a variação dos coeficientes a e b com a profundidade do furo normalizada pelo raio médio da roseta ( $z/r_m$ ).

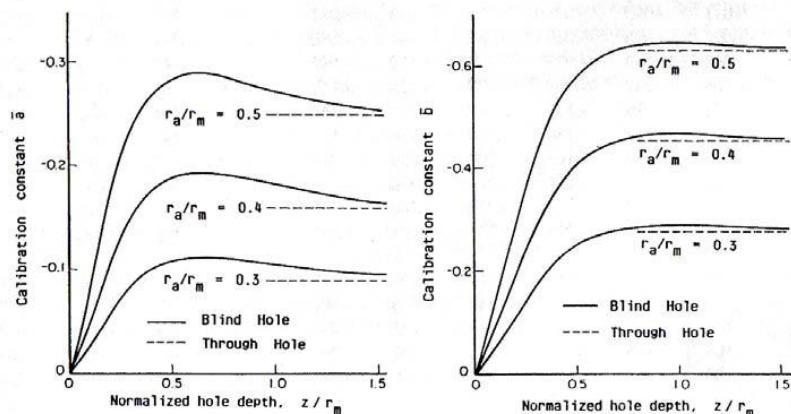


Figura 15- Variação dos coeficientes a e b com a profundidade do furo (LU, 2005).

Pelos gráficos da figura 15 pode-se perceber que para profundidades maiores os coeficientes de alívio para o furo cego aproximam-se dos valores dos coeficientes para um furo passante (LU, 2005).

A Norma ASTM E 837 apresenta uma tabela de valores dos coeficientes de alívio a e b determinados numericamente para os três tipos de roseta apresentados em seu texto. A tabela 2 apresenta a parte referente às rosetas, definidas pela norma como de Tipo A, que foram as usadas nas medições deste trabalho.

Tabela 2- Determinação dos coeficientes a e b para rosetas do tipo A.

h/D	a						b					
	D <sub>0</sub> /D						D <sub>0</sub> /D					
0	0,030	<b>0,031</b>	0,035	0,040	0,045	0,050	0,030	<b>0,031</b>	0,035	0,040	0,045	0,050
0,05	0,027	<b>0,029</b>	0,037	0,049	0,063	0,080	0,051	<b>0,055</b>	0,069	0,090	0,113	0,140
0,10	0,059	<b>0,063</b>	0,081	0,108	0,138	0,176	0,118	<b>0,126</b>	0,159	0,206	0,255	0,317
0,15	0,085	<b>0,091</b>	0,115	0,151	0,192	0,238	0,180	<b>0,192</b>	0,239	0,305	0,375	0,453
0,20	0,101	<b>0,108</b>	0,137	0,177	0,223	0,273	0,227	<b>0,241</b>	0,299	0,377	0,459	0,545
0,25	0,110	<b>0,117</b>	0,147	0,190	0,238	0,288	0,259	<b>0,275</b>	0,339	0,425	0,513	0,603
0,30	0,113	<b>0,120</b>	0,151	0,195	0,243	0,293	0,279	<b>0,296</b>	0,364	0,454	0,546	0,638
0,35	0,113	<b>0,120</b>	0,151	0,195	0,242	0,292	0,292	<b>0,309</b>	0,379	0,472	0,566	0,657
0,40	0,111	<b>0,149</b>	0,149	0,192	0,239	0,289	0,297	<b>0,315</b>	0,387	0,482	0,576	0,668
Passante	0,090		0,122	0,160	0,203	0,249	0,288		0,377	0,470	0,562	0,651

Na tabela 2,  $h$  é a profundidade do furo,  $D$  diâmetro médio da roseta e  $D_0$  o diâmetro do furo. Os valores em negrito são interpolações realizadas para determinar os coeficientes  $a$  e  $b$  referentes às dimensões da roseta utilizada neste trabalho.

### 2.3 TRATAMENTO TÉRMICO DE ALÍVIO DE TENSÃO

Tratamento térmico é o conjunto de operações de aquecimento e resfriamento a que são submetidos os aços, sob condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e velocidade de resfriamento, com objetivo de alterar as suas propriedades ou conferir-lhes características determinadas (CHIAVERINI, 1988).

As propriedades dos aços dependem, em princípio, da sua estrutura. Os tratamentos térmicos modificam, em maior ou menor escala, a estrutura dos aços, resultando, em consequência na alteração mais ou menos pronunciada, de suas propriedades (CHIAVERINI, 1988).

Cada uma das estruturas obtidas apresenta seus característicos próprios, que se transferem ao aço, conforme a estrutura ou combinação de estrutura ou combinação de estruturas presentes.

Pelo exposto, pode-se perfeitamente avaliar a importância dos tratamentos térmicos, sobretudo nos aços de alto carbono e nos que apresentam também elementos de liga.

De fato, se geralmente muitos aços de baixo e médio carbono são usados nas condições típicas do trabalho a quente, isto é, nos estados forjado e laminado, quase todos os aços de alto carbono ou com elementos de liga, são obrigatoriamente submetidos a tratamentos térmicos antes de serem colocados em serviço (MOREIRA e LEBRÃO, 2003).

Os principais objetivos dos tratamentos térmicos são os seguintes:

- Remoção de tensões internas;
- Aumento da resistência mecânica;
- Melhora da ductilidade;
- Melhora da usinabilidade;
- Melhora na resistência ao desgaste;

- Melhora das propriedades de corte;
- Melhora da resistência à corrosão;
- Melhora da resistência ao calor;
- Modificação das propriedades elétricas e magnéticas.

### 2.3.1 FATORES DE INFLUÊNCIA NOS TRATAMENTOS TÉRMICOS

- Aquecimento

O caso mais freqüente de tratamento térmico do aço é alterar uma ou diversas de suas propriedades mecânicas, mediante uma determinada modificação que se processa na sua estrutura. Assim sendo, o aquecimento é geralmente realizado a uma temperatura acima da crítica, porque então tem-se a completa austenização do aço, ou seja total dissolução do carboneto de ferro gama: essa austenização é o ponto de partida para as transformações posteriores desejadas, as quais se processarão em função da velocidade de esfriamento adotada (CHIAVERINI, 1988).

Na fase de aquecimento, dentro do processo de tratamento térmico, devem ser apropriadamente consideradas a velocidade de aquecimento e a temperatura máxima de aquecimento.

A velocidade de aquecimento, embora na maioria dos casos seja fator secundário, apresenta certa importância, principalmente quando os aços estão em estado de tensão interna ou possuem tensões residuais devidas a encruamento prévio ou ao estado inteiramente martensítico porque, nessas condições, um aquecimento muito rápido pode provocar empenamento ou mesmo aparecimento de fissuras (CHIAVERINI, 1988).

A temperatura de aquecimento é mais ou menos um fator fixo, determinado pela natureza do processo e dependendo, é evidente, das propriedades e das estruturas finais desejadas, assim como da composição química do aço, principalmente do seu teor de carbono.

Quanto mais alta essa temperatura, acima da zona crítica, maior segurança se tem da completa dissolução das fases no ferro gama; por outro lado, maior será o tamanho de grão da austenita. As desvantagens de um tamanho de grão excessivo são maiores que as desvantagens de não ser ter

total dissolução das fases no ferro gama, de modo que se deve procurar evitar temperaturas muito acima de linha superior ( $A_3$ ) da zona crítica. Na prática, o máximo que se admite é 500° C acima de  $A_3$  e assim mesmo para os aços hipoeutetóides. Para os hipereutetóides, a temperatura recomendada é inferior à da linha  $A_{cm}$ . A razão é óbvia; a linha  $A_{cm}$  sobe muito rapidamente em temperatura com o aumento do teor de carbono; para que haja, portanto, completa dissolução do carboneto de ferro no ferro gama, são necessárias temperaturas muito altas com conseqüente e excessivo crescimento de grão de austenita, condição essa mais prejudicial que a presença de certa quantidade de carboneto não dissolvido (CHIAVERINI, 1988).

- Tempo de permanência à temperatura de aquecimento

A influência do tempo de permanência do aço à temperatura escolhida de aquecimento é mais ou menos idêntica à da máxima temperatura de aquecimento, isto é, quanto mais longo o tempo à temperatura considerada de austenização, tanto mais completa a dissolução do carboneto de ferro ou outras fases presentes (elemento de liga) no ferro gama, entretanto maior o tamanho de grão resultante (CHIAVERINI, 1988).

Tempo muito longo pode também aumentar a oxidação ou descarbonetação do material. Sob o ponto de vista de modificação estrutural, admite-se que uma temperatura ligeiramente mais elevada seja mais vantajosa que um tempo mais longo a uma temperatura inferior, devido à maior mobilidade atômica. De qualquer modo, o tempo à temperatura deve ser pelo menos o suficiente a se ter sua uniformização através de toda a seção (CHIAVERINI, 1988).

- Resfriamento

Este é o fator mais importante, pois é ele que determinará efetivamente a estrutura e, em conseqüência, as propriedades finais dos aços. Como pela variação da velocidade de resfriamento pode-se obter desde a perlita grosseira de baixa resistência mecânica e baixa dureza até a martensita que é o constituinte mais duro resultante dos tratamentos térmicos. Por outro lado, a obtenção desses constituintes não é só função da velocidade de resfriamento, dependendo também como se sabe, da composição do aço (teor em elemento de liga, deslocando a posição das curvas em C), das dimensões (seção) das peças (CHIAVERINI, 1988).



Os meios de esfriamento usuais são: ambiente do forno, ar e meios líquidos. O resfriamento mais brando é, evidentemente, o realizado no próprio interior do forno e ele se torna mais severo à medida que se passa para o ar ou para um meio líquido, onde a extrema agitação dá origem aos meios de esfriamento mais drásticos ou violentos.

Na escolha do meio de esfriamento, o fator inicial a ser considerado é o tipo de estrutura final desejada a uma determinada profundidade. Não só, entretanto. De fato, a seção e a forma da peça influem consideravelmente na escolha daquele meio. Muitas vezes, por exemplo, a seção da peça é tal que a alteração estrutural projetada não ocorre à profundidade esperada.

Algumas vezes a forma da peça é tal que um resfriamento mais drástico, como em água, pode provocar consequências inesperadas e resultados indesejáveis tais como empenamento e mesmo ruptura da peça. Um meio de resfriamento menos drástico, como óleo, seria o indicado sob o ponto de vista de empenamento ou ruptura, porque reduz o gradiente de temperatura apreciavelmente durante o resfriamento, mas não pode satisfazer sob o ponto de vista de profundidade de endurecimento. É preciso, então conciliar as duas coisas: resfriar adequadamente para obtenção da estrutura e das propriedades desejadas à profundidade prevista e, ao mesmo tempo, evitar empenamento distorção ou mesmo ruptura da peça quando submetida ao resfriamento (CHIAVERINI, 1988).

De qualquer modo, o meio de resfriamento é fator básico no que se refere à reação da austenita e em consequência, aos produtos finais de transformação.

Os meios de resfriamento mais utilizados são: soluções aquosas, água, óleo e ar.

Outro fator que deve ser levado em conta é o da circulação do meio de resfriamento ou agitação da peça no interior, pois pode ocorrer o empenamento das peças e até mesmo fissura para isso usa-se meios menos drásticos como óleo, água aquecida, são banhos de sal ou banho de metal fundido.

- Atmosfera do forno

Nos tratamentos térmicos dos aços, devem-se evitar dois fenômenos muito comuns e que podem causar sérios aborrecimentos: a oxidação que

resulta na formação indesejada da “casca de óxido” e a descarbonetação que pode provocar a formação de uma camada mais mole na superfície do metal.

Os fenômenos de oxidação e de descarbonetação são evitados pelo uso de uma atmosfera protetora ou controlada no interior do forno, a qual, ao prevenir a formação da “casca de óxido”, torna desnecessário o emprego de métodos de limpeza e, ao eliminar a descarbonetação, garante uma superfície uniformemente dura e resistente ao desgaste (CHIAVERINI, 1988).

### 2.3.2 RECOZIMENTO

É o tratamento térmico realizado com o fim de alcançar alguns dos seguintes objetivos: remover tensões devidas ao tratamento mecânico a frio ou a quente, diminuir a dureza para melhorar a usinabilidade do aço, alterar as propriedades mecânicas como resistência, ductilidade, modificar as características elétricas e magnéticas, ajustar o tamanho de grão, regularizar a textura bruta, remover gases, produzir uma microestrutura definida, eliminar enfim os efeitos de quaisquer tratamentos térmicos ou mecânicos a que o aço tiver sido anteriormente submetido.

O tratamento térmico de recozimento genérico abrange os seguintes tratamentos específicos (Acessado em: [www.spectru.com.br/Metalurgia/diversos/tratamento.pdf](http://www.spectru.com.br/Metalurgia/diversos/tratamento.pdf)):

- Recozimento total ou pleno

Que constitui no aquecimento do aço acima da zona crítica, durante o tempo necessário e suficiente para se ter solução do carbono ou dos elementos de liga no ferro gama, seguindo de um resfriamento lento, realizado mediante o controle da velocidade de resfriamento do forno ou desligando o mesmo e deixando que o aço resfrie dentro do forno.

A temperatura para recozimento pleno é de mais ou menos 50°C acima do limite superior da zona crítica - linha  $A_3$  - para aços hipoeutetóides e acima do limite inferior - linha  $A_1$  - para os hipereutetóides. Para estes aços, não se deve ultrapassar a linha superior  $A_{cm}$  porque, no resfriamento lento posterior, ao ser atravessado novamente essa linha, forma-se frágeis carbonetos nos contornos dos grãos. Os microconstituintes que resultam do recozimento pleno

são: perlita e ferrita para aços hipoeutetóides, cementita e perlita para aços hipereutetóides e perlita para os aços eutetóides.

- Recozimento isotérmico ou cíclico

Consiste no aquecimento do aço nas mesmas condições para o recozimento total, seguindo de um resfriamento rápido até uma temperatura situada dentro da porção superior do diagrama de transformação isotérmico, onde o material é mantido durante o tempo necessário a se produzir a transformação completa. Em seguida, o resfriamento até a temperatura ambiente pode ser apressado.

Os produtos resultantes desse tratamento térmico são também perlita e ferrita, perlita e cementita ou só perlita. A estrutura final, contudo, é mais uniforme que no caso do recozimento pleno.

- Recozimento para alívio de tensões

Que consiste no aquecimento do aço a temperaturas abaixo do limite inferior da zona crítica. O objetivo é aliviar as tensões originadas durante a solidificação ou produzidas em operações de endireitamento, corte por chama, soldagem ou usinagem. Essas tensões começam a ser aliviadas a temperaturas logo acima da ambiente; entretanto, é aconselhável aquecimento lento até pelo menos 500° C para garantir os melhores resultados. De qualquer modo, a temperatura de aquecimento deve ser a mínima compatível com o tipo e as condições da peça, para que não se modifique sua estrutura interna, assim como não se produzam alterações sensíveis de suas propriedades mecânicas.

- Recozimento em caixa

Que é o tratamento utilizado para a proteção de grandes massas ou grande número de peças de aço, de modo a impedir que a superfície acabada das mesmas seja afetada por oxidação ou outro efeito típico de tratamento térmico. As peças, tais como tiras e chapas laminadas a frio, portanto no estado encruado, são colocadas no interior do forno, em recipientes vedados. Geralmente faz-se aquecimento lento a temperaturas abaixo da zona crítica, variando de 600°C.

## 2.4 TENSÃO RESIDUAL NO COMPORTAMENTO DOS MATERIAIS

A presença de tensões residuais em componentes de engenharia pode alterar significativamente a resistência à fratura, a vida em fadiga e a capacidade destes materiais de suportar carregamento. Uma vez que estas tensões residuais se sobrepõem à tensão aplicada ao equipamento elas podem aumentar ou reduzir a tensão efetiva aplicada, conforme sua natureza trativa ou compressiva.

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

A natureza benéfica ou deletéria das tensões residuais parece estar relacionada a três fatores:

- ao tipo de material, ou seja se ele encrua ou amolece durante a deformação plástica cíclica;
- ao perfil de tensões residuais introduzidas durante o processamento termo-mecânico e a redistribuição destas tensões residuais que ocorrem durante a deformação cíclica;
- ao tipo de carregamento que o material será submetido durante sua utilização.

Destes fatores a redistribuição de tensões residuais que ocorre durante a deformação plástica cíclica é um fenômeno importante, uma vez que pode converter tensões residuais compressivas, pré existentes no material, em tensões residuais trativas.

As tensões residuais do tipo I são, particularmente, importantes em engenharia para análise estrutural em componentes, uma vez que podem comprometer ou aumentar a vida útil de um material.

A maior parte das trincas de fadiga inicia-se na superfície ou em regiões subsuperficiais. De fato, a superfície é a região do componente que geralmente suporta a maior carga aplicada durante operação, estando muitas vezes sujeita à condições ambientais adversas e podendo até mesmo conter defeitos e

tensões residuais provenientes do processo de fabricação, e/ou de montagem e operação.

Portanto, processos mecânicos ou tratamentos térmicos que produzam o aparecimento de tensões residuais compressivas na superfície de componentes mecânicos são bastante empregados em elementos vitais de projeto, sujeitos à condições difíceis de trabalho, visando inibir a iniciação e a propagação de trincas de fadiga e reforçar a resistência à fadiga, a resistência à corrosão sob tensão e a resistência à fadiga intragranular.

JUN e KORSUNSKY (2010) relataram que a tensão residual é um dos mecanismos que afetam a qualidade, durabilidade e a propriedade mecânica de componentes de engenharia. Em serviço, o carregamento associado com a tensão residual pode causar uma inesperada falha ou encurtar a vida útil do componente.

De acordo com ACEVEDO e NUSSBAUMER (2012), a resistência à fadiga nas estruturas tubulares depende do carregamento, trincas e tensão residual na solda. No artigo, os pesquisadores avaliaram a influência da tensão residual no desenvolvimento da trinca por fadiga, utilizando um carregamento trativo e compressivo. Eles chegaram a conclusão que a tensão residual compressivo não afetou o crescimento da trinca por fadiga sobre carregamento trativo. Sobre carregamento compressivo a tensão residual compressivo mostrou agravante no crescimento e propagação da trinca.

ROSSINI et. al. (2012), estudaram os métodos de medição de tensão residual em componentes, e relataram que tensões residuais trativas prejudicam a vida de fadiga em elementos soldados. Já as tensões internas compressivas possuem um efeito contrário, sendo benéfico em zonas de soldagem.

TAIT e PRESS (2001), mostraram que as tensões residuais provenientes do processo de soldagem podem desempenhar um papel importante, ou seja, inibem o crescimento e propagação da trinca, porém tornam-se agravantes por corrosão sob tensão ou fadiga térmica.

GHOSH et. al. (2011) estudaram o efeito da tensão residual trativo no crescimento da trinca em corrosão sob tensão. A conclusão que eles chegaram é que a soma das solicitações externas e tensão interna iniciam e propagam a trinca.

LEE et. al. (2012), analisaram que a tensão residual trativa reduz o limite elástico e promove a iniciação da trinca através de defeitos superficiais. As análises foram demonstradas para vergalhões.

AMIRAT et. al. (2006) mostraram que tensões residuais trativas reduzem a capacidade de resistir à carga interna e externa. Neste estudo, a tensão residual foi abordada juntamente com a corrosão. Durante o tempo de vida do tubo, o relaxamento da tensão residual ocorre devido à perda de espessura, consumidas pela corrosão. A avaliação da tensão residual foi aplicada em tubos subterrâneos com e sem corrosão ativa. Foi constatado que a tensão residual trativa aumenta a probabilidade de falha, especialmente na fase inicial do tempo de vida do tubo.

BOUCHARD (2007) analisou a fratura em tubos de aços inoxidáveis. Ele relatou que a tensão residual pode iniciar a trinca até mesmo antes do componente entrar em serviço. Quando combinada com cargas de serviço, a tensão residual trativa acelera a taxa de crescimento de defeitos pré-existentes e aumenta a suscetibilidade das estruturas em falhar catastróficamente por fratura. Por outro lado, a tensão residual compressiva pode melhorar o desempenho estrutural. O pesquisador mostrou ainda que a influência da tensão residual sobre o comportamento de fratura de uma estrutura depende do tipo de carga e o nível de plasticidade induzida. Em condições predominantemente elásticas, a tensão residual reduz significativamente a capacidade da carga em falhar. Por outro lado, o impacto da tensão residual em componentes é pequeno quando a plasticidade é difundida devido à efeitos de alívio mecânico.

Segundo MODENESI e SANTOS (2001) a presença de tensões residuais compressivas na superfície de um componente é um fator que reduz a chance de iniciação de trincas por fadiga. Em um componente soldado, as tensões trativas devem ter um efeito negativo no seu desempenho à fadiga.

As tensões de soldagem são tensões residuais internas em equilíbrio, que permanecem na estrutura após a execução da operação de soldagem. As tensões residuais são geradas por escoamentos parciais localizados que ocorrem durante o ciclo térmico de soldagem (GUROVA, 1997).

Um intenso processo de deformações desenvolve-se na ZF (zona fundida) e ZAC (zona termicamente afetada pelo calor). Estas deformações são

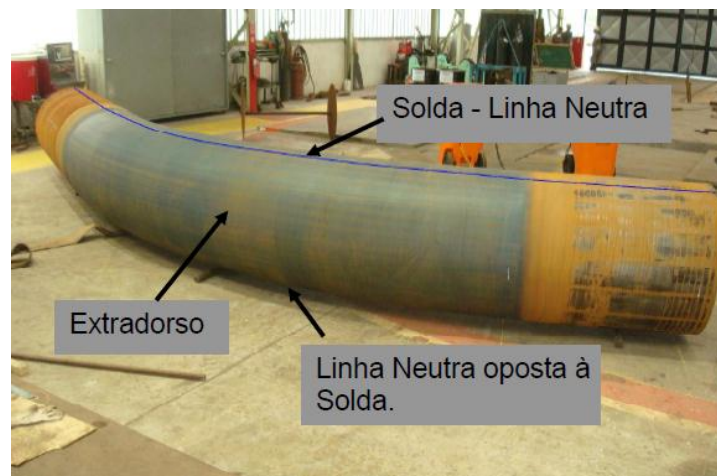
muito localizadas, sendo acomodadas pelo desenvolvimento de tensões elásticas e por alterações no formato de toda a estrutura soldada. O aparecimento de tensões residuais trativas e distorções em uma estrutura soldada podem gerar diversos problemas como: a formação de trincas, uma maior tendência da estrutura a apresentar fratura frágil, a falta de estabilidade dimensional e a dificuldade no ajuste de peças ou componentes devido à sua mudança de forma (MODENESI e SANTOS, 2001).

COSTA et al. (2007) estudaram os níveis de tensões residuais em tubulações soldadas de aço. Eles relataram que as tensões residuais trativas diminuem a vida útil do material e se adicionam às cargas aplicadas, sendo, portanto indesejáveis. Em seus resultados, foram apresentadas tensões compressivas no cordão de solda. E sua conclusão mostrou que o método de raios x mostrou eficiente para medições de tensões residuais.

### 3 MATERIAL E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

#### 3.1 MATERIAL

Para este trabalho foram escolhidas amostras de um tubo de aço da classe API 5L X70 fabricado pelo processo UOE na TENARIS CONFAB. A chapa foi fabricada pela USIMINAS através do processo de laminação controlada sem a técnica de resfriamento acelerado ao término da laminação. E o dobramento do tubo foi realizado na PROTUBO. O tempo de exposição do material ao calor não chegou a 60 segundos e foi aquecido numa faixa de até 100 mm na temperatura de 980°C. A curva feita no tubo foi de 5D (raio da curva com cinco vezes o diâmetro do tubo). A figura 16 mostra as posições de onde foram retiradas as amostras, e a figura 17 demonstra o corpo de prova, sendo que todos foram confeccionados na PROTUBO. A composição química da amostra está descrita na tabela 3.





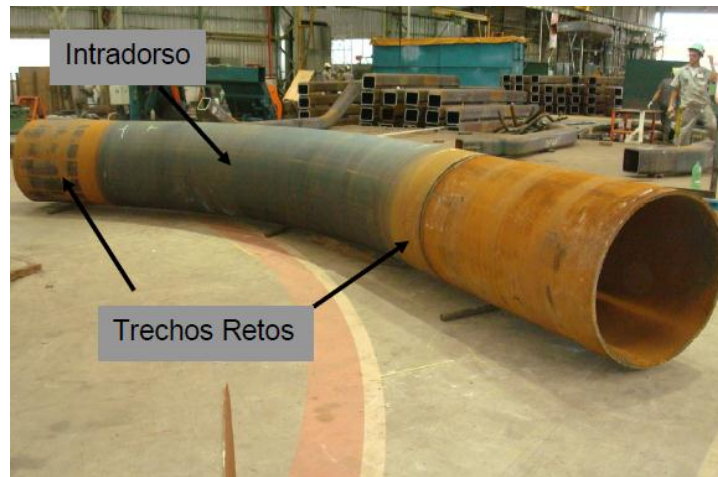


Figura 16- Regiões onde foram retiradas as amostras. Trecho Reto, Reta Solda, Curva Extradorso, Curva Intradorso, Curva Solda e Linha Neutra.

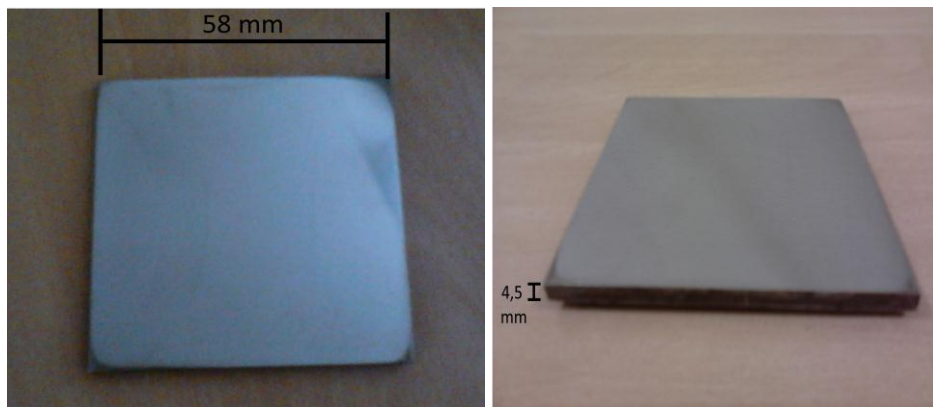


Figura 17- Corpo de prova dos ensaios de difração de raios x e furo cego.

Tabela 3- Composição química dos corpos de prova em percentual em peso.

<b>C</b>	<b>S</b>	<b>Al</b>	<b>Si</b>	<b>P</b>	<b>Ti</b>	<b>V</b>	<b>Cr</b>
0,076	< 0,025	0,034	0,312	< 0,025	0,018	0,045	0,277
<b>Mn</b>	<b>Nb</b>	<b>Ni</b>	<b>Mo</b>	<b>B</b>	<b>N</b>	<b>Cu</b>	
1,63	0,055	0,018	0,0022	0,0005	< 0,01	0,0048	

## 3.2 PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

O projeto foi dividido em duas etapas, na qual a primeira consistiu em validar a técnica de medição de tensão residual via difração de raios x. Para isso comparamos o ensaio de difração com uma técnica mecânica mais usual, no caso o furo cego.

A segunda etapa foi feito um tratamento térmico de recozimento, com seis ciclos de aquecimento a 950°C e resfriamento ao ar; e no último ciclo as amostras foram resfriadas dentro do forno, para alívio de tensão, e em seguida, analisadas no difratômetro de raios x.

O mapeamento da difração de raios x, da técnica do furo cego e da metalografia foi realizado na superfície do centro de espessura, conforme apresentado na figura 18.

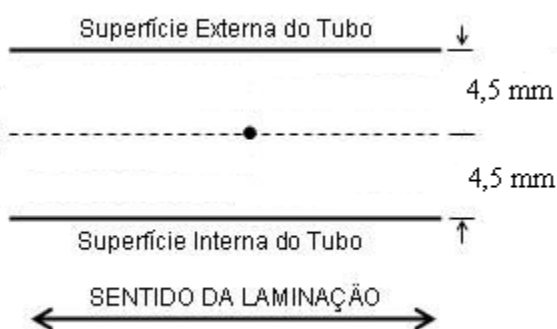


Figura 18- Posição de análise dos ensaios.

### 3.2.1 METODOLOGIA DOS ENSAIOS

#### 3.2.1.1 DIFRAÇÃO DE RAIOS X

Os corpos de prova, tanto para análise de textura quanto para tensão residual possuem dimensão de 58x58x4,5 mm. Para esse tipo de análise utilizou as amostras como recebida e as com tratamento térmico de recozimento.

Para análise de difração de raios x, foi usada a seguinte sequência de lixas: 80, 220, 400, 600, 800, 1000 e 1200 mesh, e polimento com alumina 1 e 3 µm em politriz semi-automática. Toda etapa de preparação dos corpos de

prova, tanto para difração quanto para o furo cego foram realizadas no laboratório de metalografia do Instituto Militar de Engenharia (IME).

O equipamento utilizado para medir a textura e tensão residual foi o X'PERT PRO MPD da PANalytical, figura 19 (a). O instrumento consiste de um goniômetro Theta-Theta de alto desempenho, desacoplado, com movimentos Phi, Psi, x, y e z, sendo capaz de inclinar, rotacionar e mover verticalmente. Um tubo de raios-x de cobalto e um detector PIXcel, que utiliza detecção pontual, figura 19 (b).



Figura 19- (a) Difratômetro de raios x e (b) goniômetro do IME.

O equipamento conta com feixes paralelos otimizado com colimador policapilar (*x ray lenses*), tubo de cobalto, que emite uma radiação de comprimento de onda de 1,79 Å e um filtro de ferro. Os dados foram coletados utilizando uma geometria de feixe paralelo (foco pontual), com uma voltagem de 40 KV e corrente de 45 mA.

Para textura, o goniômetro da câmara gira de 5 em 5 graus variando o ângulo  $\alpha$  de 0° a 85° (psi), sendo que cada posição do goniômetro o porta amostra também gira de 5 em 5 graus variando  $\beta$  de 0° a 355°.

Foram realizados medições das figuras de polos para as famílias {110}, {200} e {211}, nos quais são os picos de maior intensidade. O procedimento para análise de textura e tensões residuais foi feito utilizando o difratômetro acima juntamente com auxílio dos programas X'Pert Data (na qual colhem os dados da medição).

O método mais comum de caracterização da textura é a representação através de figuras de polo, onde a difração de raios x é utilizada para

especificar os planos cristalográficos no espaço utilizando projeção estereográfica.

A descrição da textura com auxílio de figuras de pólo diretas é muito útil, mas as informações que elas contêm são incompletas e semi-quantitativas já que representam apenas a informação sobre um plano  $\{hkl\}$  difratado pelo material. Uma descrição mais completa da textura deve incluir informação sobre a distribuição das orientações dos cristais dadas. Isto pode ser obtido com auxílio da Função de Distribuição de Orientações Cristalinas (FDOC).

A FDOC especifica a frequência de ocorrência de (ou probabilidade de encontrar) determinadas orientações  $\{hkl\}\langle uvw \rangle$  em uma amostra do material. Esta probabilidade, numa amostra sem textura, é igual à unidade. Probabilidades superiores ou inferiores a unidade denotam presença de orientações preferenciais ou textura cristalográfica. A orientação de um cristal é, neste caso, definida por três ângulos de Euler, os quais constituem três rotações consecutivas que, aplicadas aos eixos  $[100]$ ,  $[010]$  e  $[001]$  da célula cristalina do cristal, tornam-os coincidentes com os eixos DL, DT e DN, respectivamente, da chapa ou da amostra do material (figura 20).

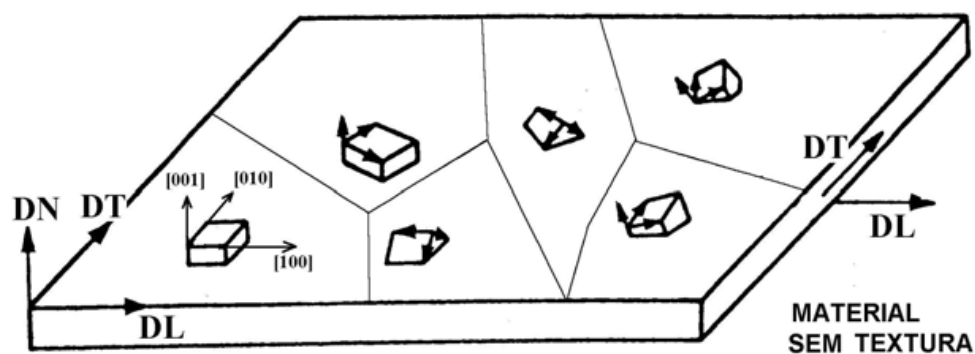


Figura 20- Chapa com orientação dos cristais ao acaso (sem textura).

Para a plotagem das FDOC, utilizou-se o programa popLA. E para determinar facilmente o componente de textura foi utilizado uma planilha na qual obtinham as componentes de textura através do ângulos de Euler.

O popLA (*preferred orientation package* – Los Alamos) é um software para cálculo de FDOCs distribuído gratuitamente por *Fred Kocks*, do laboratório Nacional de Los Alamos, Novo México. Uma grande vantagem do popLA é a

flexibilidade, pois os dados coletados por eles podem ser convertidos para outros formatos.

Para fins de correção de formato, foi utilizado um programa denominado PC-Texture 3.0. Embora o menu deste programa contenha a opção de converter o formato .RWD (arquivos da figura de polo da PANalytical) para o formato .RAW que é o do popLA, há necessidade de editar o arquivo convertido incluindo quatro linhas de zeros após os dados de cada figura de polo. O arquivo de correção de desfocalização do feixe convertido do formato .COR (PANalytical) para .DFB (popLA) também necessita ser editada, alterando um número negativo para positivo. A função distribuição é originada do arquivo .CHD, onde apresentam os valores de intensidade que serão desenhadas as curvas de nível das FDOCs.

Uma vez determinada as funções distribuições, utilizou-se a planilha que faz os cálculos em função dos ângulos de Euler, sendo esses retirados do arquivo .CHD (mostra a posição exata do ponto mais intenso das FDOC). Sendo assim, determinou-se as componentes (família de planos e direção) de textura de cada amostra. A figura 21 ilustra a planilha utilizada. A primeira etapa foi escolher qual o tipo de sistema de rotação, que no caso escolhido foi o de Roe. Em seguida, insere os ângulos de Euler ( $\psi$ ,  $\theta$  e  $\Phi$ ) e já retira-se as componentes (plano e direção).

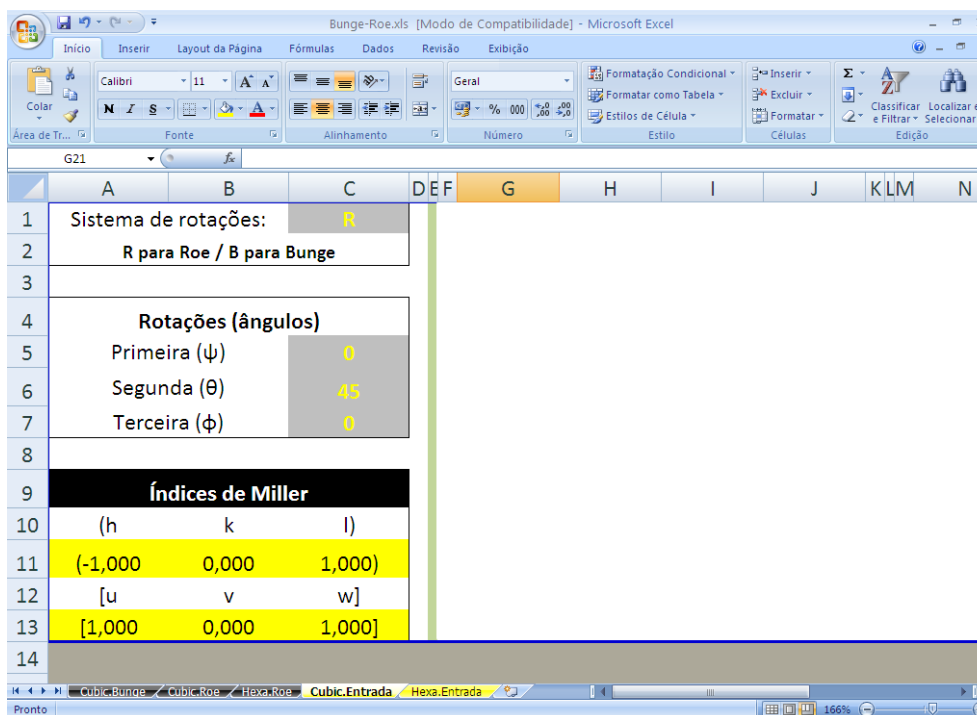


Figura 21- Planilha para determinar as componentes das funções distribuições.

Já para a tensão residual, as medidas são feitas apenas do pico onde o material apresenta maior  $2\theta$ . Essa escolha está relacionada com a equação abaixo, que mostra ser a deformação diretamente proporcional ao ângulo, ou seja, quanto maior o ângulo maior a deformação calculada. Essa é uma das considerações práticas para o cálculo de tensão residual.

$$\Delta 2\theta = -2\varepsilon \tan \theta$$

A escolha foi para o ângulo 123,751; onde o intervalo utilizado foi entre 120,265 e 127,246. No método de tensão residual a variação dos ângulos é de extrema importância. Como visto na revisão, os ângulos que rotacionam no momento da medida são o Phi ( $\Phi$ ) e o Psi ( $\psi$ ). O Phi varia de  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$ , sendo que cada um desses ângulos passa por nove passos variando o Psi de  $-65^\circ$  a  $65^\circ$ , passando pelos ângulos positivo e negativo de  $51,71^\circ$ ;  $39,86^\circ$ ;  $26,95$  e  $0^\circ$ .

Sabe-se que a tensão não é medida diretamente pela técnica de difração de raios x, e sim a deformação. A tensão é determinada indiretamente pelos cálculos mostrados na revisão.

Para a determinação da deformação, a ótica usada foi do Psi- método “offset” e o arranjo do difratômetro baseado no princípio de Bragg-Brentano. Com finalidade de adquirir exatidão nos resultados, o difratômetro foi cuidadosamente alinhado e calibrado.

Após a medição no difratômetro utilizou-se o programa X'Pert Stress, no qual determinou-se o gráfico resultante da tensão residual. Primeiramente adicionaram-se os dados das constantes elásticas, coeficiente de Poisson e módulo de Young, do material. A seguir preencheram-se os itens requeridos na janela “Analyses Parameters”. Nela optou-se pela textura fraca. Outra opção é entrar com os dados da correção do desalinhamento, onde foram introduzidos os dados de uma amostra padrão, no caso o tungstênio. Finalizado a introdução dos dados, surge o gráfico que será apresentado no próximo capítulo. A figura 22 ilustra a janela do programa X'Pert Stress.

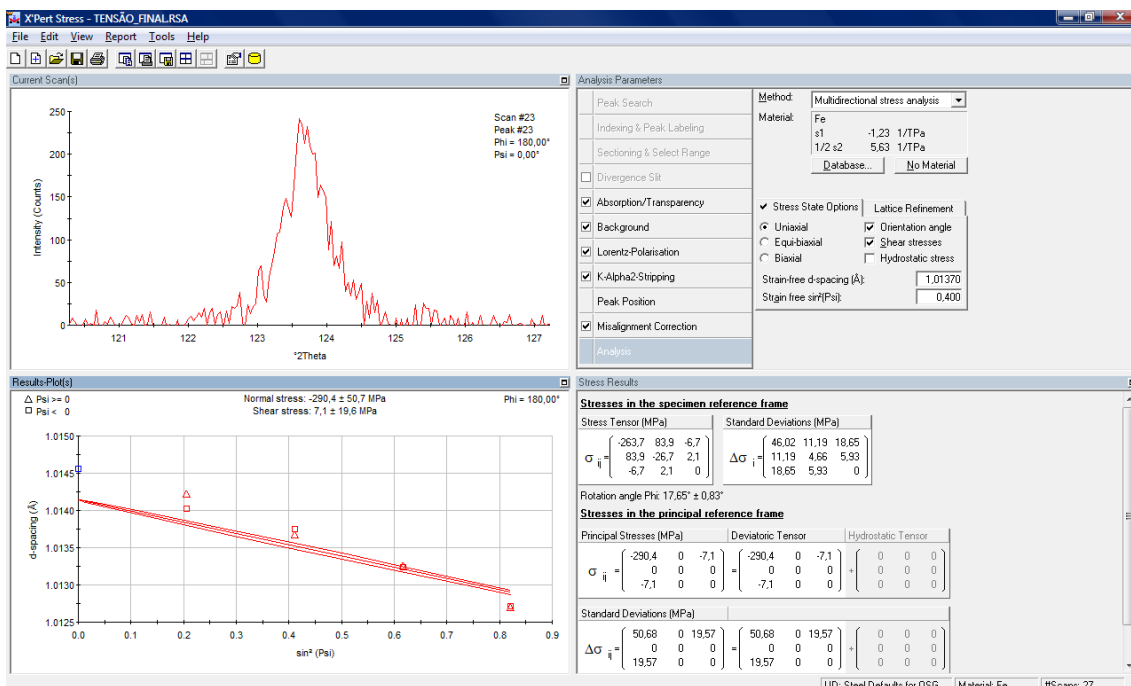


Figura 22- Janela ilustrativa do programa X'Pert Stress, onde foram calculados as tensões residuais via difração de raios x.

### 3.2.1.2 TÉCNICA DO FURO CEGO

A figura 23 apresenta um fluxograma com as etapas de execução da técnica do furo cego.

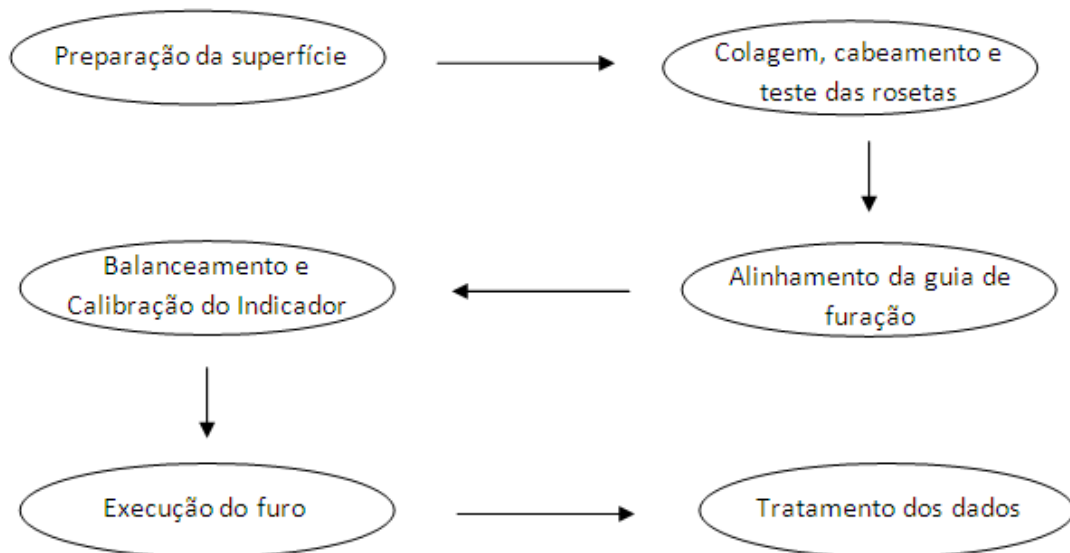


Figura 23- Fluxograma de aplicação da técnica do furo cego.

- Preparação da superfície

Para o ensaio do furo cego, as amostras precisavam de uma preparação da superfície bem elaborada. O objetivo dessa preparação é deixar a superfície em plenas condições para aplicar o strain gage (de acordo com a figura 24), de forma a garantir o máximo de aderência entre o extensômetro e a amostra, por meio de adesivo. Para isso, a superfície deve estar quimicamente limpa, sem qualquer traço de contaminante (óleo ou gordura).

A preparação da superfície foi dividida em quatro etapas: limpeza bruta, limpeza fina, marcação da posição e limpeza final.

A limpeza bruta consistiu em remover toda sujeira, como por exemplo: tinta, graxa, óleo, gordura, óxidos, etc, em uma região com aproximadamente 50 mm em torno do strain gage a ser aplicado. Lixou-se com abrasivo 80 em toda superfície. Em seguida, limpou toda área com álcool, utilizando algodão como elemento de limpeza, sempre do centro da área de trabalho em direção às bordas.



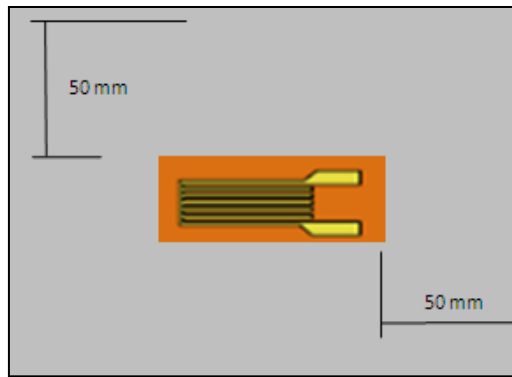


Figura 24- Definição da área de limpeza da superfície da peça.

Uma vez feita a limpeza bruta, veio a parte em que realmente a superfície começou a ser preparada para aplicação do strain gage. Na limpeza fina definiu as áreas nobres da região de trabalho, como na figura 25, sendo a área 1 onde o extensômetro foi colado e a área 2 de manipulação do strain gage e a fiação. A área 3 é a região de isolamento do restante da peça.

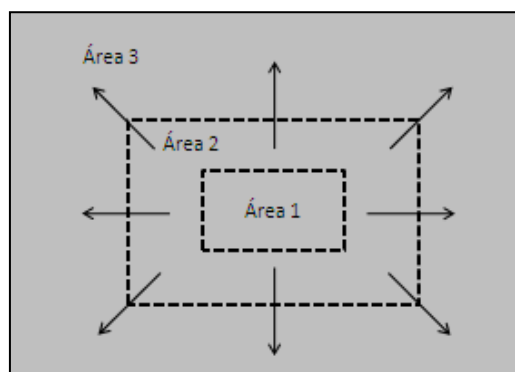


Figura 25- Área de limpeza da superfície da amostra.

A limpeza fina iniciou-se lixando novamente as áreas 1 e 2, utilizando abrasivo 100. De acordo com os fornecedores, o lixamento foi com movimentos circulares, para não induzir direções preferenciais na aderência do strain gage. Finalizada o lixamento, manteve a limpeza com algodão e álcool, para retirar as impurezas da superfície, sempre na direção da área 1 para área 3, limpando do centro em direção às bordas da área de trabalho.

A marcação da posição do strain gage serviu para alinhar os eixos deste com os eixos da peça. As marcas devem permitir posicionar e alinhar

corretamente o strain gage quando da colagem, de acordo com a figura 26. As marcas foram feitas com fita adesiva, representado pela parte branca na figura. Sendo assim, a região marcada que determinou a área de colagem do strain gage.

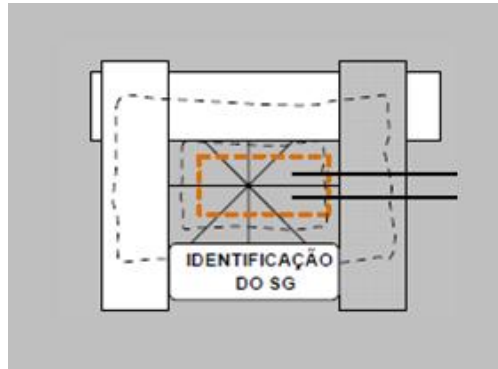


Figura 26- Marcação da posição e alinhamento do strains gage e aplicação da máscara de proteção da superfície.

Por fim, a limpeza final na qual utilizou produtos químicos puros para remover qualquer resíduo da operação de marcação da posição do strain gage e qualquer contaminação ainda existente sobre a superfície. Para essa etapa, utilizou-se algodão limpo, passando apenas uma vez e descartando-o. Outro algodão foi passado uma única vez e descartado. Outro algodão foi usado para uma nova passada e assim sucessivamente, até que não foi visível mais qualquer mancha de algodão. Cada nova passada foi em sentido contrário ao da anterior, sempre iniciando no centro da área 1, seguindo em direção a borda.

- Colagem, cabeamento e teste das rosetas

Com a superfície devidamente retificada e muita bem limpa, a roseta extensométrica triaxial PA-06-062RE-120, F.S: 2,04, do Tipo A (figura 27), com diâmetro de alvo do furo de 1,59 mm (1/16”) e diâmetro médio das grades de 5,13 mm (0,202”) foi colada segundo instruções do fabricante de forma a garantir que as deformações ocorridas na superfície sob as grades de medição de seus extensômetros serão totalmente lidas. Após a colagem da roseta, foi realizado o cabeamento dos terminais de seus extensômetros por meio de soldagem para ligá-los ao indicador de deformações. As resistências dos seus três extensômetros foram medidas para verificar se estão conforme

especificadas pelo fabricante, bem como sua condutância para certificar a ausência de corrente entre eles e a superfície de medição. Tais testes ajudam a avaliar se a colagem e a soldagem dos cabos foram realizadas com sucesso.

Em seguida, foi feita a ligação da fiação dos extensômetros, que já vêm com o fio de cobre colado no strain gage. A fiação inserida no material foi soldada nos terminais que ligam ao aparelho de medição das deformações, conhecido como Spider. As figuras 28, 29, 30 e 31 mostram como ficaram as amostras e o equipamento de medição.

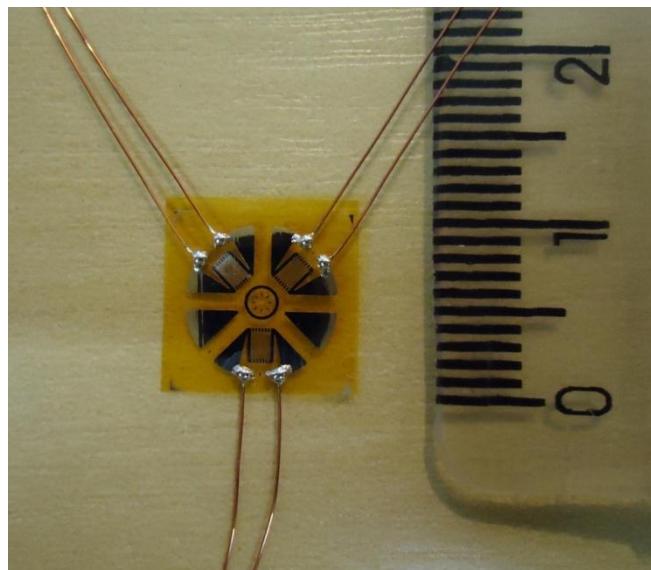


Figura 27- Extensômetro utilizado no experimento.

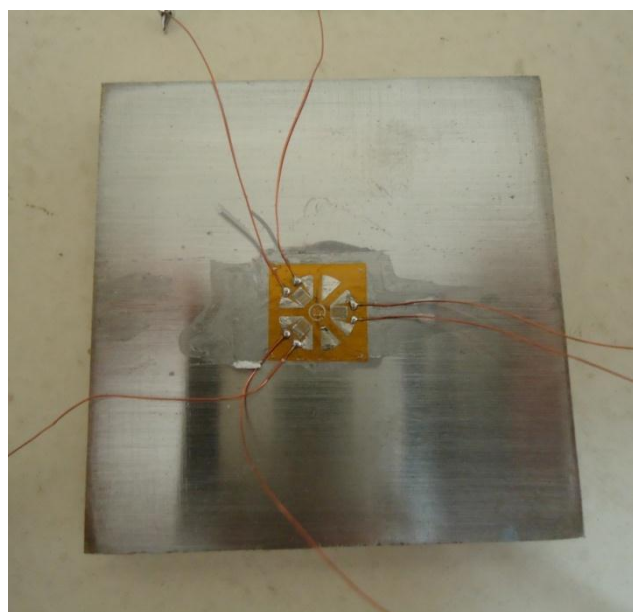


Figura 28- Amostra com o extensômetro.

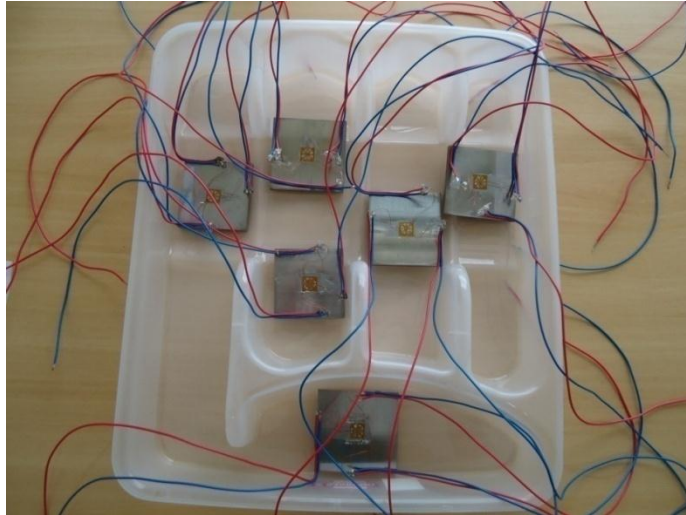


Figura 29- Fiação conectada às amostras.

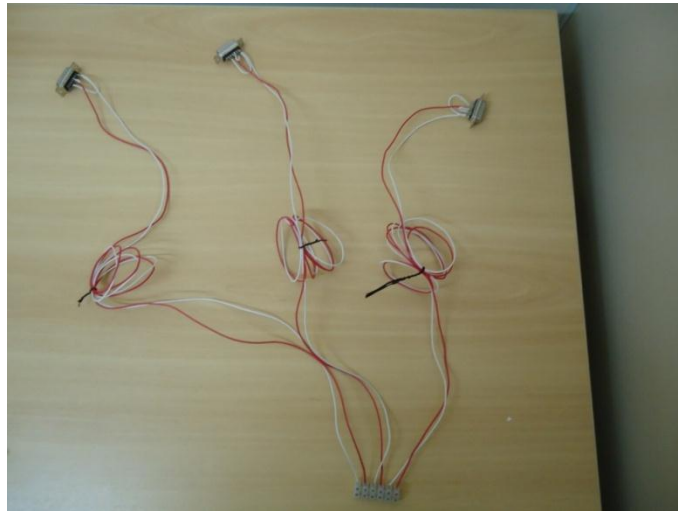


Figura 30- Fiação que conecta os extensômetros ao Spider.



Figura 31- Spider, equipamento que mede as deformações dos extensômetros.

- Balanceamento e calibração do indicador de deformações

Após os testes com a roseta mostrarem a adequação de sua instalação, os três extensômetros foram ligados às Pontes de Wheatstone do indicador de deformações. As Pontes foram balanceadas e os sistemas de medição dos extensômetros foram calibrados com o auxílio de uma resistência padrão.

- Alinhamento da guia de furação

Esta é uma das etapas mais críticas do processo, pois como foi visto há pouco na explanação teórica da técnica, os valores das deformações variam muito nos pontos próximos ao furo, sendo muito sensíveis à sua distância da borda do furo. Assim, qualquer excentricidade na furação pode acarretar em erros consideráveis na deformação medida.

- Execução do furo

Dentre os principais parâmetros estudados visando à redução de tensões geradas pela execução do furo estão: a qualidade da geometria do furo cilíndrico usinado e a velocidade de rotação na furação. Para a perfeita execução do furo utilizou-se a broca tipo cônica diamantada, conforme mostrado na figura 32.



Figura 32- Broca tipo cônica diamantada.

Para execução do furo utilizou-se uma furadeira de bancada, sendo que a mesma foi fixada em uma mesa para ter uma melhor precisão na execução do furo. Quanto à velocidade de furação, foi utilizado uma rotação de 35.000 rpm. A furadeira está ilustrada pela figura 33.



Figura 33- Furadeira de bancada.

O furo foi feito de forma incremental em um único passe, atingindo uma profundidade com mínimo 0,29 mm e máximo de 0,82 mm. A figura 34 mostra o posicionamento dos equipamentos no momento do furo.



Figura 34- Instalação dos equipamentos para realização do furo.

- Tratamento dos dados

Após a execução do furo, foi feito o tratamento dos dados, segundo a norma ASTM E 837. Os procedimentos para o cálculo das tensões e planos principais seguiram os seguintes passos.

Primeiro calculou-se as seguintes combinações de deformações para cada incremento:

$$p = \frac{(\varepsilon_3 + \varepsilon_1)}{2} \quad (34)$$

$$q = \frac{(\varepsilon_3 - \varepsilon_1)}{2} \quad (35)$$

$$t = \frac{(\varepsilon_3 + \varepsilon_1 - \varepsilon_2)}{2} \quad (36)$$

Após a determinação dos coeficientes de alívio a e b na tabela 2 para cada incremento, calculou-se os termos, sendo o módulo de elasticidade (E) equivalente a 211000 MPa e coeficiente de Poisson ( $\nu$ ) 0,285:

$$P = - \frac{E \cdot p}{\bar{a} (1 + \nu)} \quad (37)$$

$$Q = -\frac{E.q}{b} \quad (38)$$

$$T = -\frac{E.t}{b} \quad (39)$$

onde  $\Sigma$  indica o somatório das quantidades indicadas para cada profundidade do furo.

Calculou-se o ângulo que indica a direção das tensões principais em relação ao extensômetro da posição 1 (equivalente a  $\theta$  na figura 12). O sentido positivo para o ângulo  $\beta$  é o horário.

$$\beta = \frac{1}{2} \arctan\left(\frac{-T}{-Q}\right) = \frac{1}{2} \arctan\left(\frac{\Sigma \bar{b}.t}{\Sigma \bar{b}.q}\right) \quad (40)$$

Para determinar os valores das tensões principais utilizou-se:

$$\sigma_{max}, \sigma_{min} = P \pm \sqrt{(Q^2 + T^2)} \quad (41)$$

O fabricante do extensômetro fornece uma constante de calibração conhecida como *gage factor*. Esse fator relaciona a mudança de resistência em relação à deformação axial. O *gage factor* é determinado experimentalmente para cada lote de fabricação, para o caso utilizado, EA-06-062-RE-120, o fator utilizado foi 2,03. Esse valor foi utilizado no programa que mede as deformações no momento do furo.

O cálculo de erro porcentual quando apenas o *gage factor* for considerado pode ser calculado através da seguinte fórmula (Disponível em [cursos.unisanta.br/mecânica/ciclo10/1088\\_Capitulo\\_3\\_Extensometria.pdf](http://cursos.unisanta.br/mecânica/ciclo10/1088_Capitulo_3_Extensometria.pdf)):

$$Erro (\%) = [K_t((\varepsilon_t/\varepsilon_a) + \vartheta)] / [(1 - \vartheta K_t)]$$

onde:

$K_t$  = constante específica de cada extensômetro, no caso 1,4%.

$\varepsilon_t$  = deformação na direção transversal.

$\varepsilon_a$  = deformação na direção axial.



### 3.2.2 MICROSCOPIA

Para análise micrográfica, as amostras foram cortadas, embutidas e preparadas no Centro de Pesquisas e Desenvolvimento da CSN. As amostras foram lixadas de 100 a 1000 mesh, utilizando uma politriz. Após o lixamento, foram realizados polimentos com suspensão de diamante de granulometrias 3 e 1  $\mu\text{m}$ . Posterior ao polimento realizou-se lavagem das amostras com água e depois um ataque químico com nital a 3% em volume por 15 a 20 segundos para revelação dos contornos de grão.

As imagens por microscopia ótica foram realizadas no Centro de Pesquisas e Desenvolvimento da Companhia Siderúrgica Nacional (CSN), sediada em Volta Redonda, Rio de Janeiro. Foi utilizado um microscópio da marca ZEIVZ, modelo AXIOPHOT dotado de uma câmera digital.

Para medida de tamanho de grão foi utilizado o procedimento de análise linear. Esse método é realizado por contagem, na própria tela do microscópico, do número de interseções de contorno de grão com a linha de dimensão conhecida. Para se obter um valor médio razoável foi feito contagens em 5 diferentes campos escolhidos ao acaso. A determinação do tamanho de grão foi obtida diretamente com o auxílio de um software feito no centro de pesquisas da CSN.

### 3.2.3 TRATAMENTO TÉRMICO DE RECOZIMENTO

O tratamento térmico foi realizado no Centro de Pesquisas e Desenvolvimento da Companhia Siderúrgica Nacional (CSN), em um forno de bancada da marca BRASIMET, conforme mostrado na figura 35.



Figura 35- Forno de tratamento térmico de recozimento.

Realizaram-se seis ciclos deixando por vinte minutos dentro do forno com uma temperatura de 950°C, seguindo do resfriamento ao ar até atingir 550°C. Sendo que o último ciclo as amostras resfriaram dentro do forno até a temperatura ambiente. Para determinar a temperatura utilizou-se um termopar, que foi fixado na superfície central dos corpos de prova.

Os dois objetivos do tratamento térmico de recozimento foram:

- Deixar as amostras mais aleatórias possíveis, ou seja, sem presença de textura;
- Aliviar a tensão residual presente nas amostras.

## 4 RESULTADOS

### 4.1 TEXTURA E ANÁLISE METALOGRÁFICO

#### 4.1.1 COMO RECEBIDO

Antes do tratamento térmico, foram medidas a textura, o tamanho de grão e a tensão residual das amostras. É válido lembrar que esses parâmetros foram analisados devido à influência na medição de tensão residual. Nesta seção serão apresentadas, nas figuras 36 a 41, as texturas cristalográficas através das FDOCs das seções  $\Phi = 0^\circ$  e  $\Phi = 45^\circ$  na rotação de Roe. Todas as medidas foram realizadas no centro de espessura das amostras, correspondentes às superfícies dos planos centrais.

Nas figuras das funções distribuições são indicados os níveis de intensidade pelas curvas que se repetem ao longo do crescimento dos níveis e que se encontram nas legendas. As contagens são apresentadas em pequenos valores, por exemplo, uma orientação que apresenta nível máximo 3 de intensidade significa que a amostra tem intensidade 3 vezes maior em relação a uma amostra sem orientação preferencial.

No geral, as amostras apresentaram componentes  $\{001\}\langle 110 \rangle$  e  $\{112\}\langle 110 \rangle$ , o que é comprovado por Viana (2002), que apresentou que os aços possuem orientações próximas de  $\{112\} - \{113\}\langle 110 \rangle$  e  $\{554\}\langle 225 \rangle$ , assim como a componente  $\{100\}\langle 011 \rangle$ . Em geral, porém, a intensidade da textura e a intensidade relativa das várias componentes diferem dependendo da composição do aço, da quantidade de redução na laminação, da temperatura de acabamento, do tamanho de grão inicial da austenita e da taxa de resfriamento durante a transformação.

A amostra da curva extradorso apresenta orientação  $\{001\}\langle 110 \rangle$  com uma intensidade máxima de nível 3. Essa textura era esperada devido à transformação de fase do aço durante a laminação.

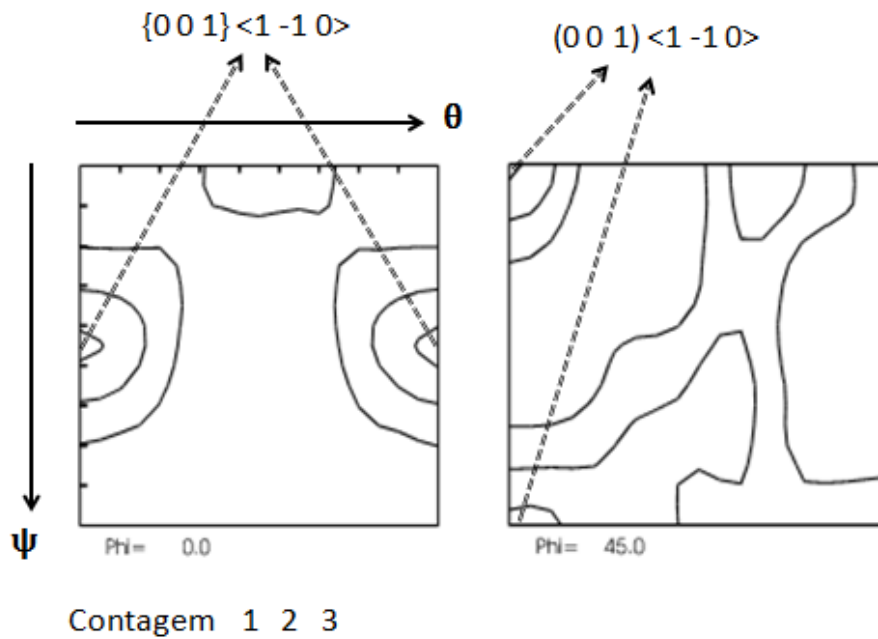


Figura 36- Função distribuição do corpo de prova na posição da Curva Extradorso do tubo.

Para o corpo de prova referente à curva intradorso seguiu a mesma família de índice da amostra da curva extradorso,  $\{001\}\langle 110 \rangle$ . Porém a intensidade ficou pouco abaixo, apresentando um valor máximo de 2.

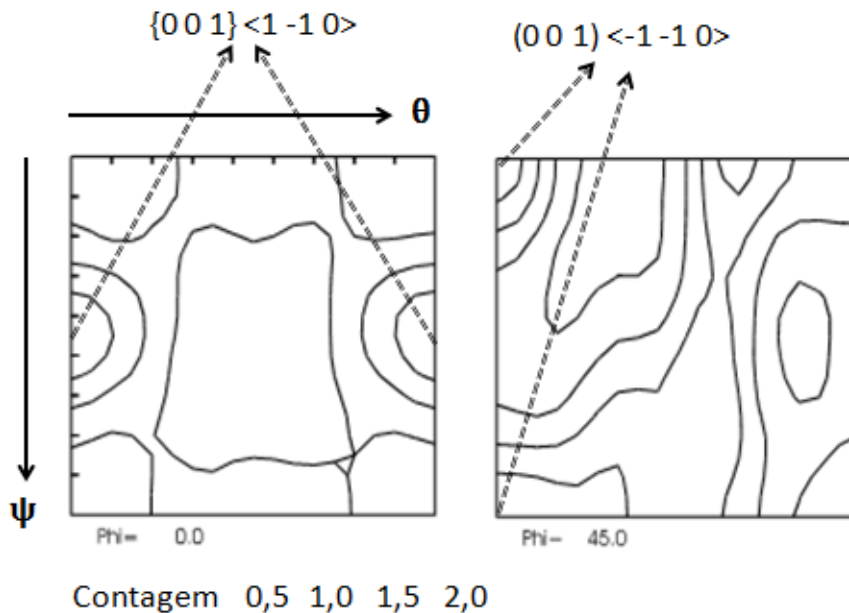


Figura 37- Função distribuição do corpo de prova na posição da Curva Intradorso do tubo.

Na amostra retirada na região da solda longitudinal apresentou dois índices,  $(-101)[101]$  e  $(-112)[-110]$ , sendo que a segunda apresentou pico máximo de intensidade 3.

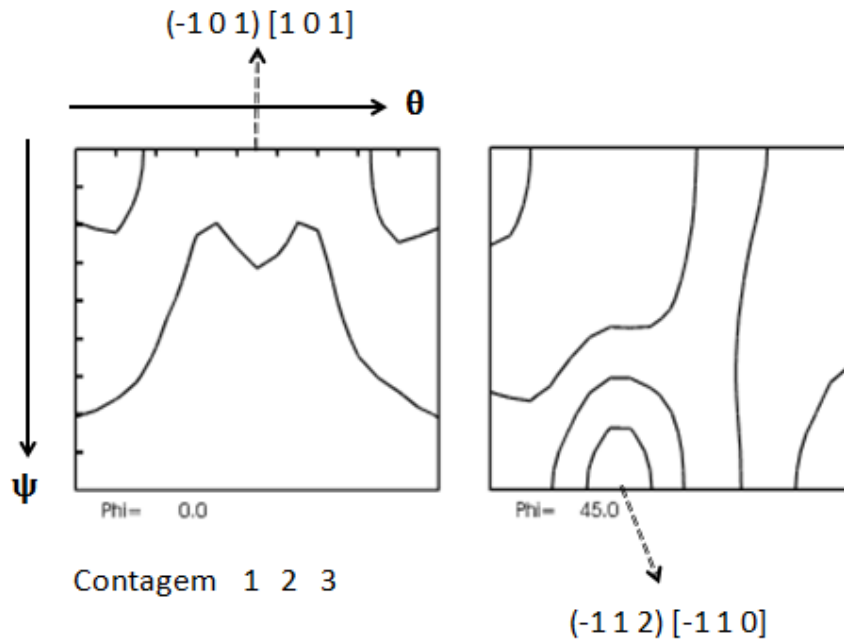


Figura 38- Função distribuição do corpo de prova na posição da Curva Solda do tubo.

Na figura 39, a amostra da área da linha neutra do tubo apresentou mesma orientação das curvas extradorso e intradorso,  $\{001\}\langle 110\rangle$  apresentando uma intensidade máxima de 2,5.

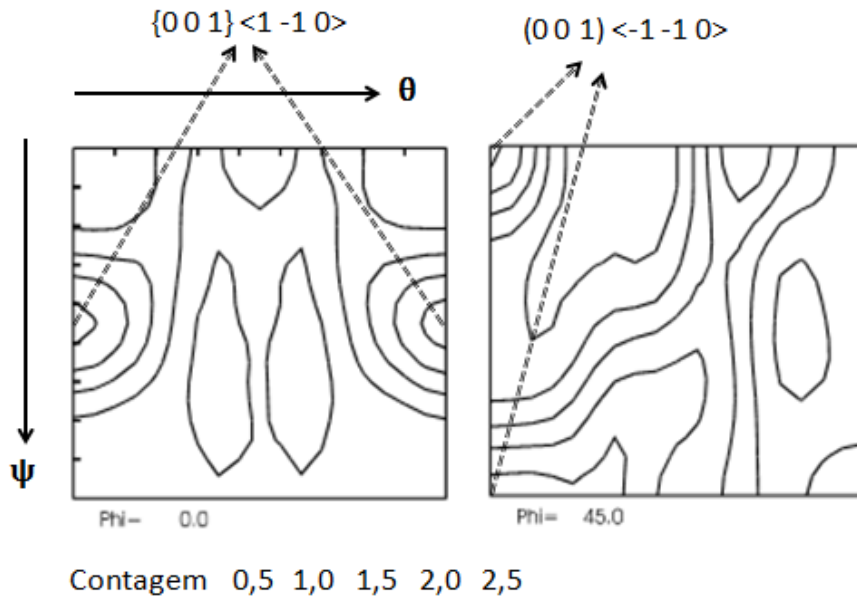


Figura 39- Função distribuição do corpo de prova na posição da Linha Neutra do tubo.

Para  $\text{Phi}=0^\circ$  o resultado apresentou uma baixa intensidade na orientação  $\{104\}\langle 441 \rangle$ . Para  $45^\circ$ , a amostra apresentou intensidade 4 com uma orientação  $(-112)[-110]$ .

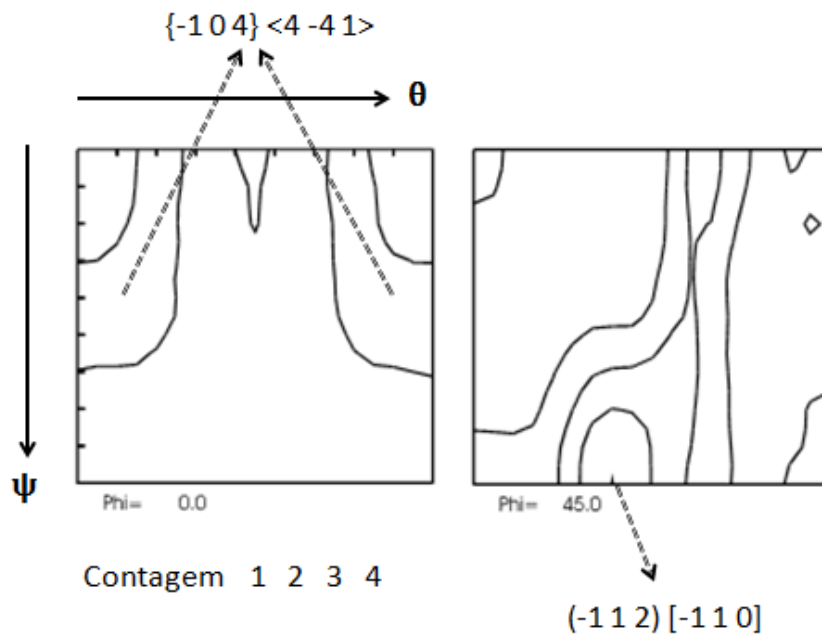


Figura 40- Função distribuição do corpo de prova na posição da Reta Solta do tubo.

E por fim, no trecho reto, a amostra apresentou a orientação semelhante a textura de transformação de fases,  $\{001\}\langle 1-10\rangle$ , com uma intensidade máxima de 3.

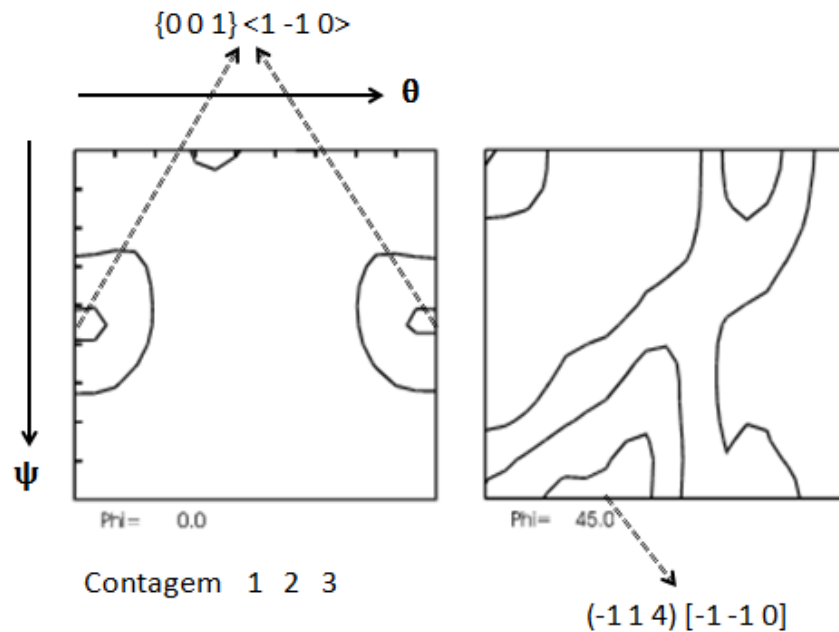


Figura 41- Função distribuição do corpo de prova na posição do Trecho Reto do tubo.

As microestruturas antes do tratamento por microscopia ótica e eletrônica de varredura (MEV) foram determinadas por MEIRELES (2009) e mostram micrografias das regiões da curva extradorso, curva intradorso, linha neutra e trecho reto (mesmo tubo e regiões do presente trabalho).

As figuras 42 a 45 mostram as micrografias ótica a eletrônica de varredura. Nelas nota-se que as microestruturas apresentaram compostas basicamente por uma mistura de ferrita acicular e ferrita poligonal extremamente refinada. Essas estruturas presentes são difíceis de determinar tamanho de grão.

A estrutura refinada nas regiões da curva pode ser explicada pelo tratamento de têmpera após o processo de curvamento. Já nas regiões como linha neutra e trecho reto o refino de grão está associado a laminação controlada.

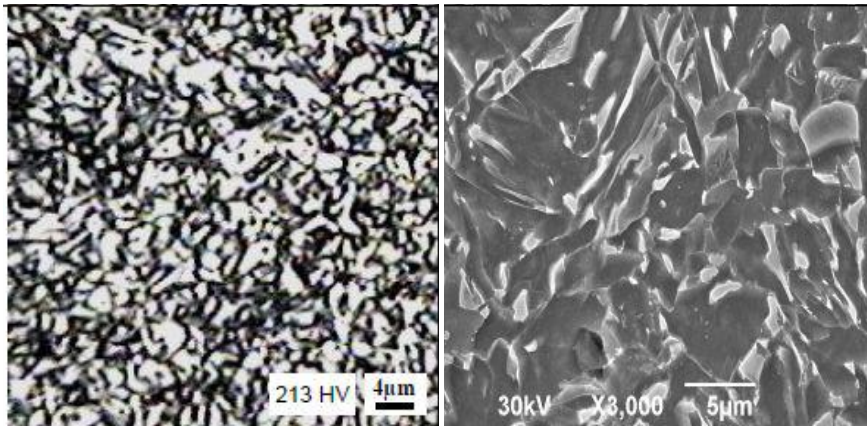


Figura 42- Micrografia da amostra Curva Extradorso (MEIRELES, 2009).

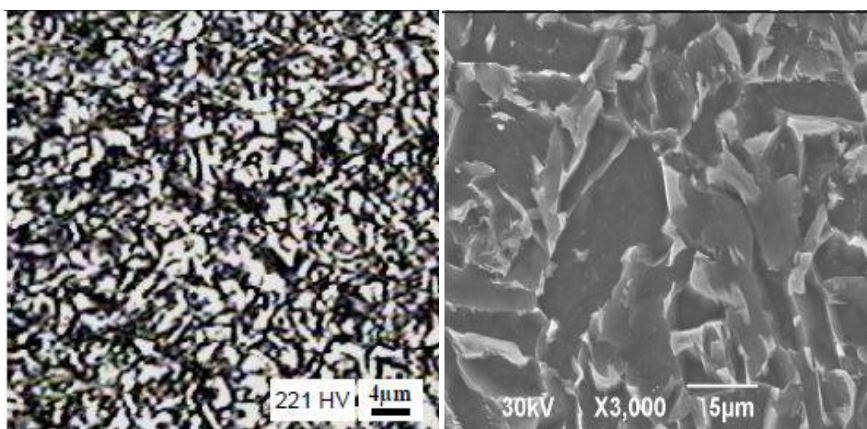


Figura 43- Micrografia da amostra Curva Intradorso (MEIRELES, 2009).

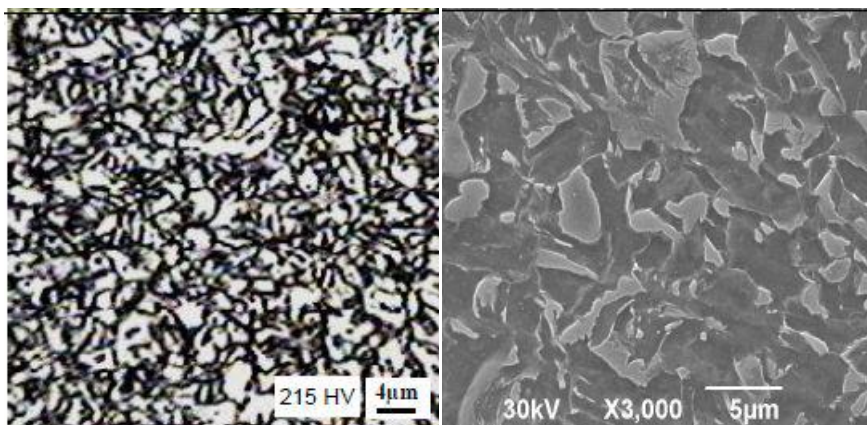


Figura 44- Micrografia da amostra Linha Neutra (MEIRELES, 2009).



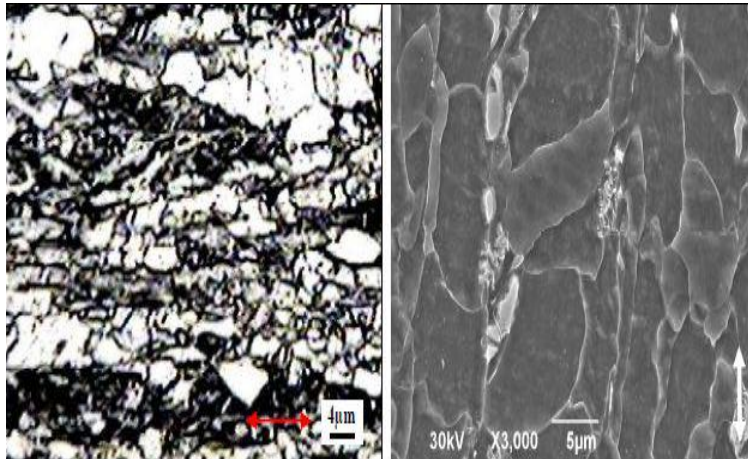


Figura 45- Micrografia da amostra Trecho Reto do tubo (MEIRELES, 2009).

#### 4.1.2 PÓS-TRATAMENTO TÉRMICO

Todas as amostras passaram, ao mesmo tempo, pelo tratamento térmico de recozimento, e a figura 46 mostra a curva do tratamento.

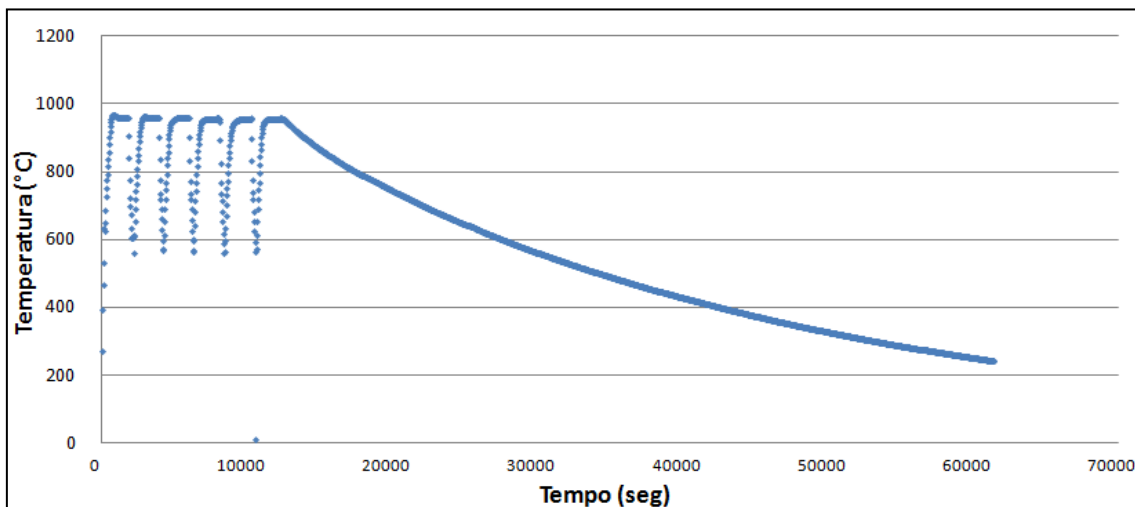


Figura 46- Gráfico temperatura x tempo da curva de tratamento térmico das amostras.

Após o tratamento térmico, foram medidas a textura e o tamanho de grão das amostras. As figuras 47 a 52 mostram as funções distribuição dos respectivos corpos de prova.

O corpo de prova retirado da região da curva extradorso do tubo apresentou uma intensidade, para  $\Phi = 45^\circ$ , de aproximadamente 2,5. Porém, essa intensidade foi para os índices de Muller  $(-111)[1-23]$ .

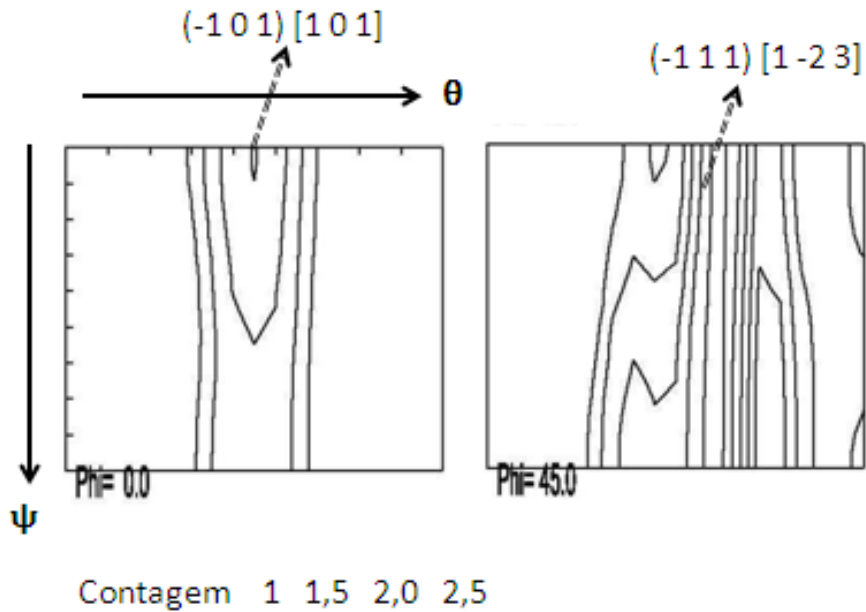


Figura 47- Função distribuição do corpo de prova na posição da Curva Extradorso do tubo.

Para região da curva intradorso, o corpo de prova apresentou intensidade máxima de 2, para  $\Phi = 45^\circ$ . Os componentes apresentados tanto para  $\Phi$  a  $0^\circ$  e  $45^\circ$  não assemelham aos índices de estruturas de aço.

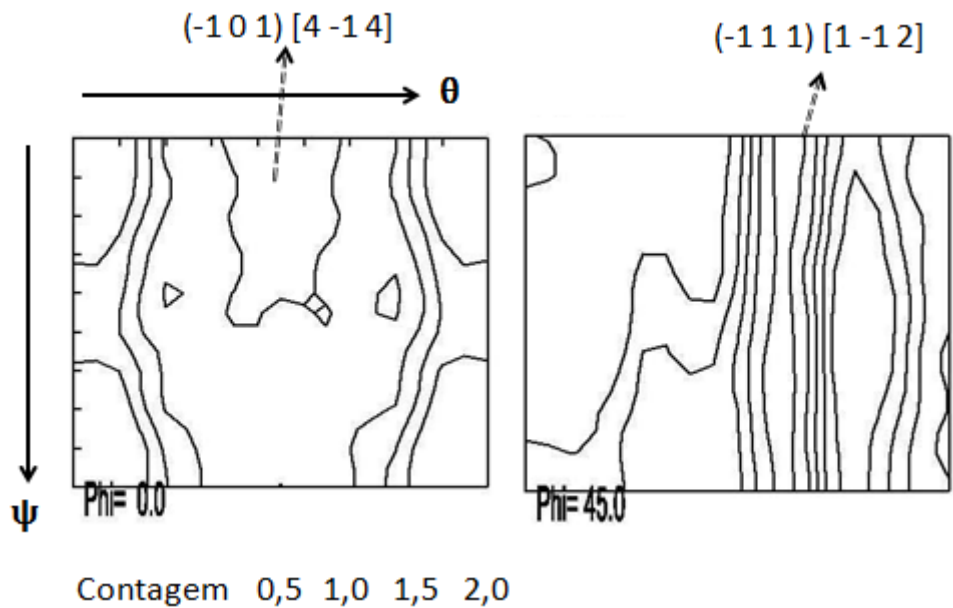


Figura 48- Função distribuição do corpo de prova na posição da Curva Intradorsal do tubo.

Para amostra retirada da região na curva da solda, a função distribuição de orientação cristalina apresentou intensidade máxima de aproximadamente 3 para Phi a 45°. A textura apresentada foi a mesma antes do tratamento térmico, sendo (-112)[-1-10] encontrada em estruturas CCC de transformação de fases.

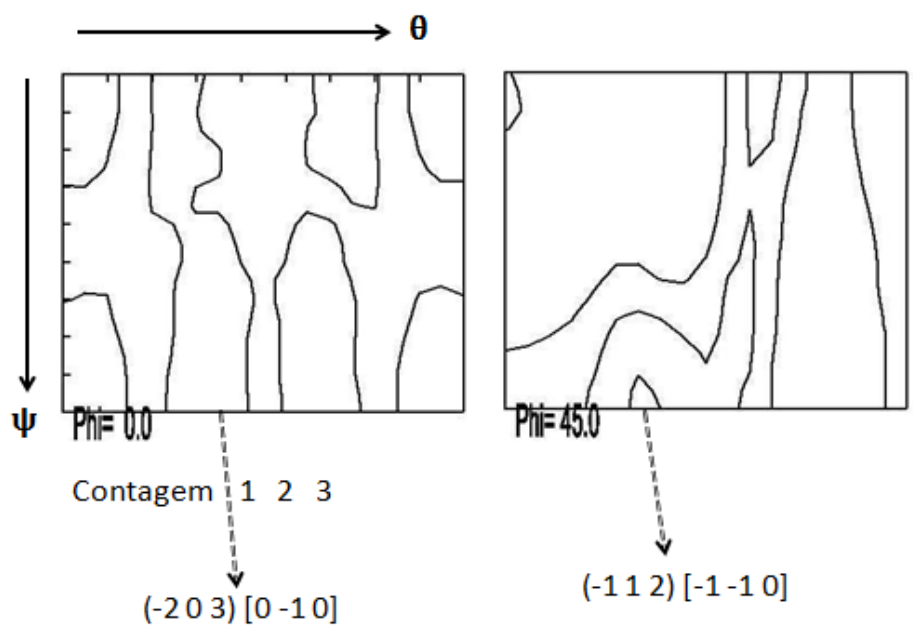


Figura 49- Função distribuição do corpo de prova na posição da Curva Solda do tubo.

Para a amostra da linha neutra a intensidade foi aproximadamente idêntica antes do tratamento. Porém, a intensidade da textura determinada manteve baixa.

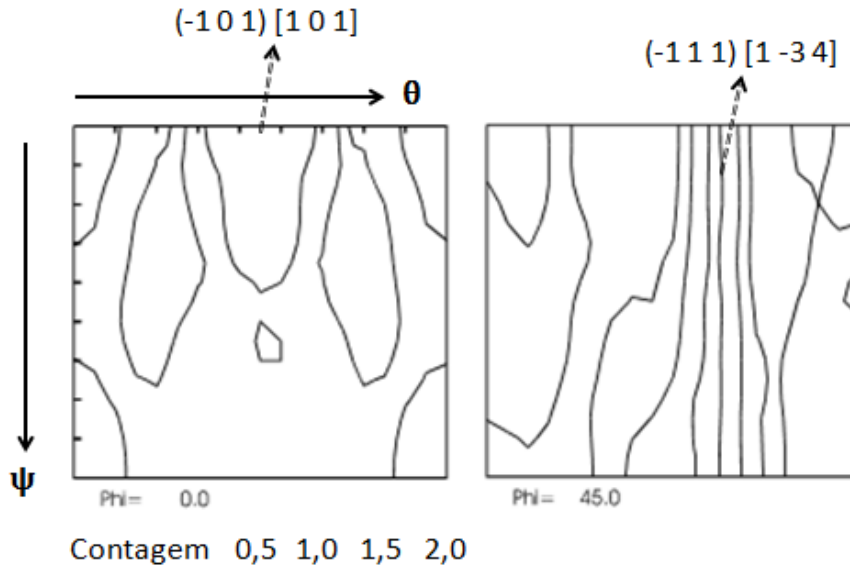


Figura 50- Função distribuição do corpo de prova na posição da Linha Neutra do tubo.

Para amostra retirada da região reta da solda, a FDOC apresentou intensidade máxima de aproximadamente 3 para Phi a 45°. A textura apresentada foi a mesma antes do tratamento térmico, sendo (-112)[-1-10] encontrada em estruturas CCC de transformação de fases.

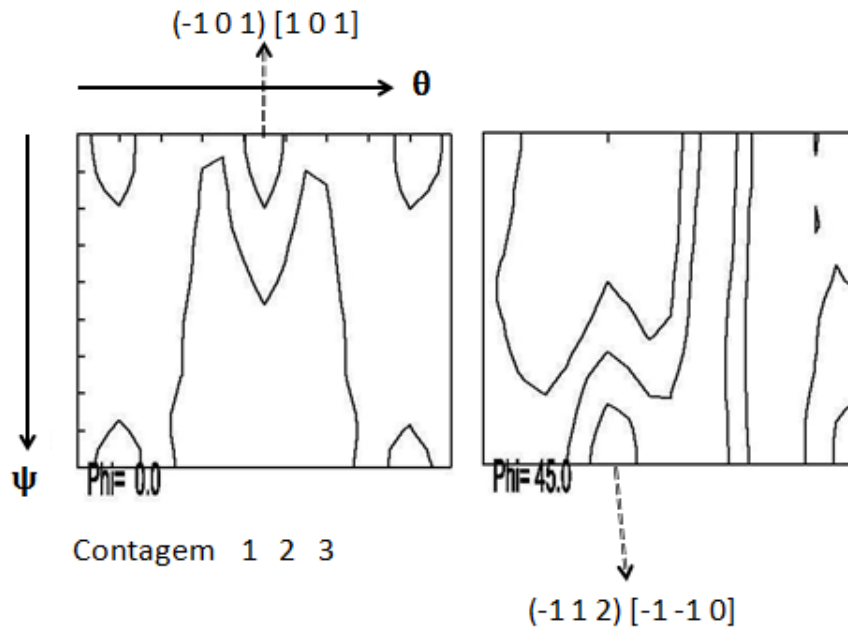


Figura 51- Função distribuição do corpo de prova na posição da Reta Solda do tubo.

Por fim, a textura na amostra no trecho reto do tubo é  $(-112)[-1-10]$  em  $\Phi = 45^\circ$ , apresentando intensidade de 3 e mantendo o mesmo índice e intensidade antes do tratamento térmico. Para  $\Phi = 0^\circ$  a componente encontrada mostrou uma baixa intensidade.

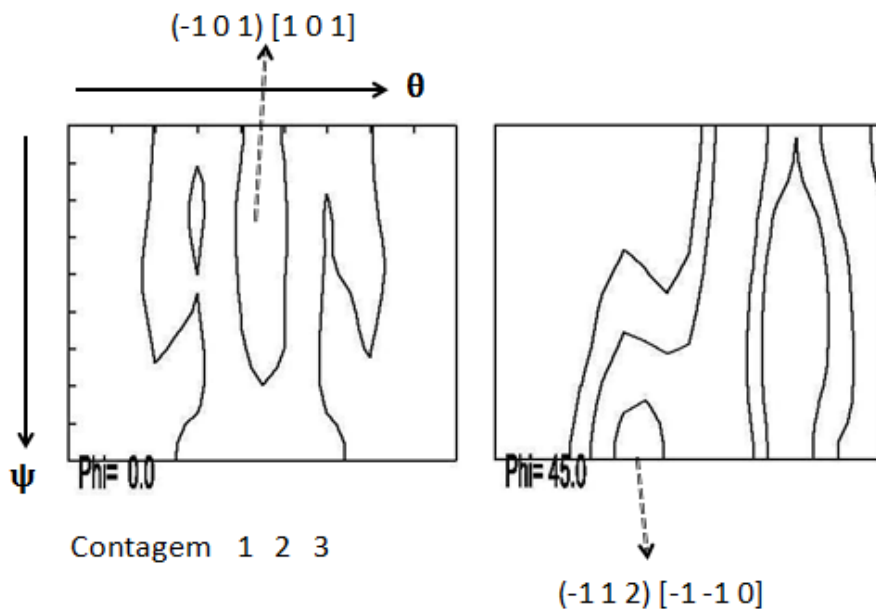


Figura 52- Função distribuição do corpo de prova na posição do Trecho Reto do tubo.

As figuras 53 a 58 mostram as micrografias com aumento de 200x e a tabela 4 relata o tamanho de grão dos corpos de prova após o tratamento térmico. Os valores parecem-se uma vez que os corpos de prova passaram, simultaneamente, pelo mesmo tratamento.

Tabela 4- Tamanho de grão dos corpos de prova pós tratamento térmico.

<b>Amostra</b>	<b>Tamanho de grão (<math>\mu\text{m}</math>)</b>
Curva extradorso	14,0
Curva intradorso	15,0
Linha neutra	15,0
Reta solda	16,0
Curva solda	16,0
Trecho reto	14,0

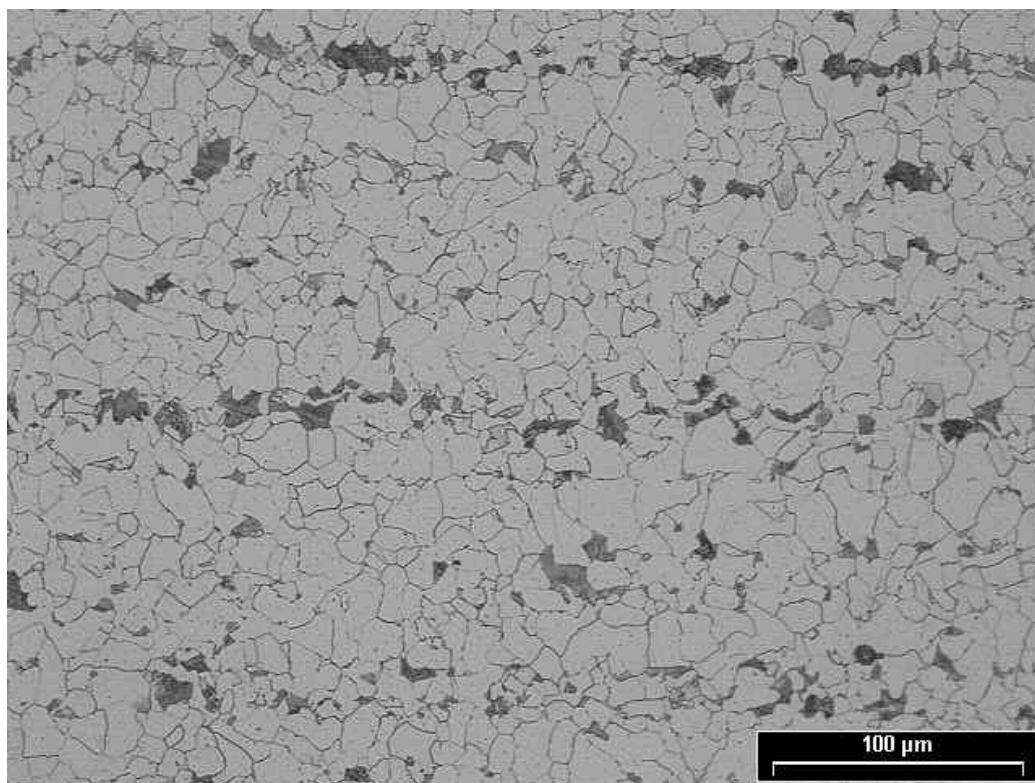


Figura 53- Micrografia da amostra Curva Extradorso com aumento de 200x.

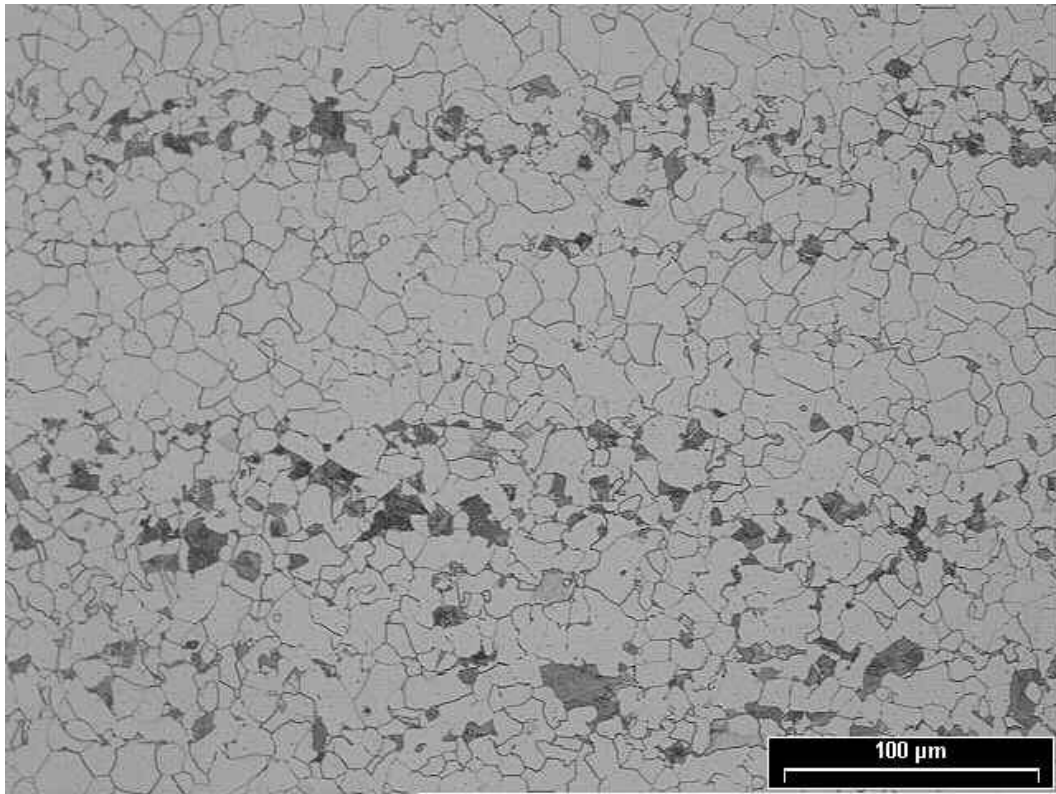


Figura 54- Micrografia da amostra Curva Intradorso com aumento de 200x.

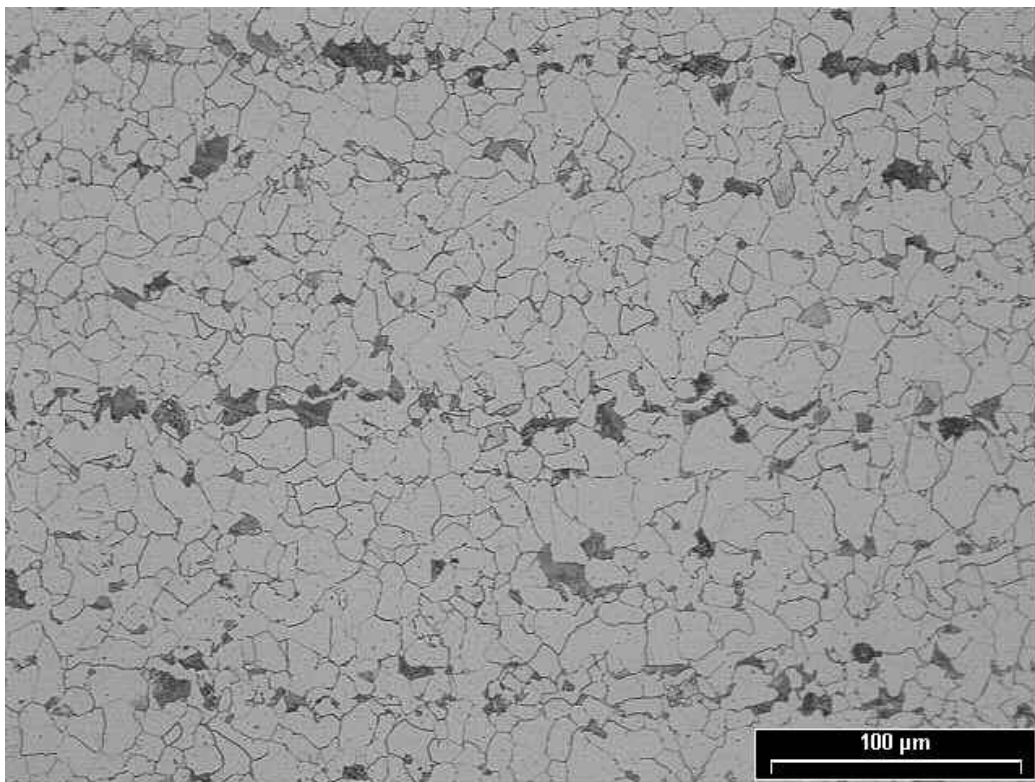


Figura 55- Micrografia da amostra Linha Neutra com aumento de 200x.

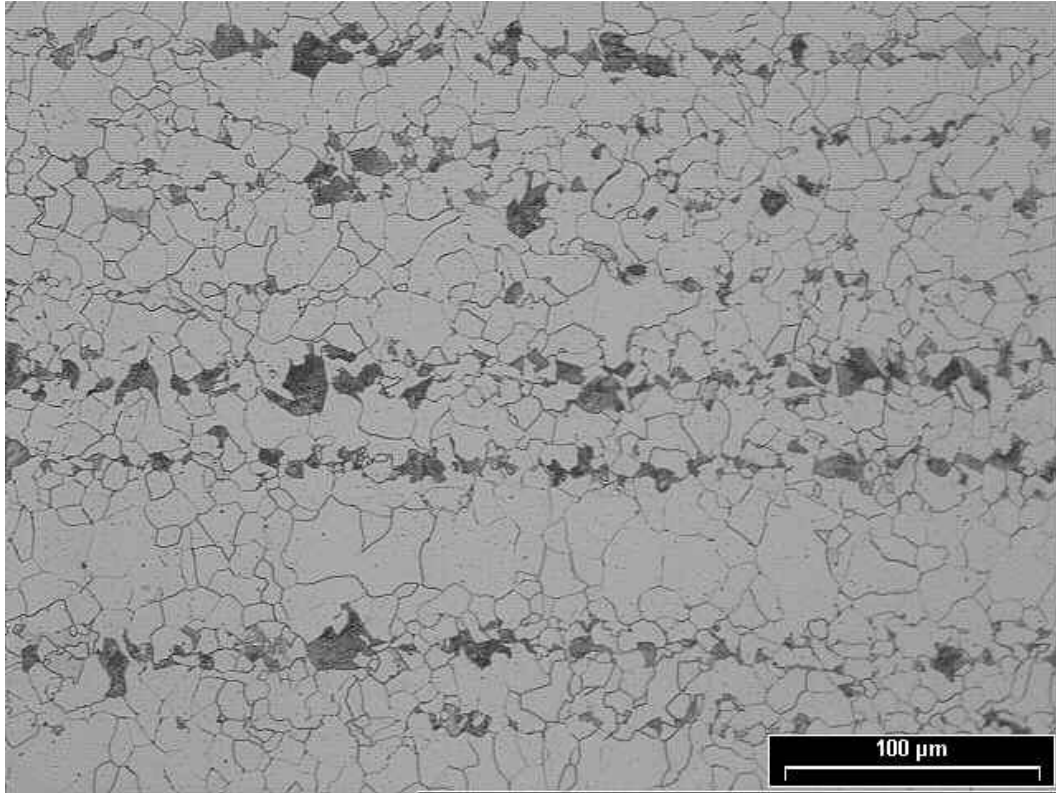


Figura 56- Micrografia da amostra Reta Solda com aumento de 200x.

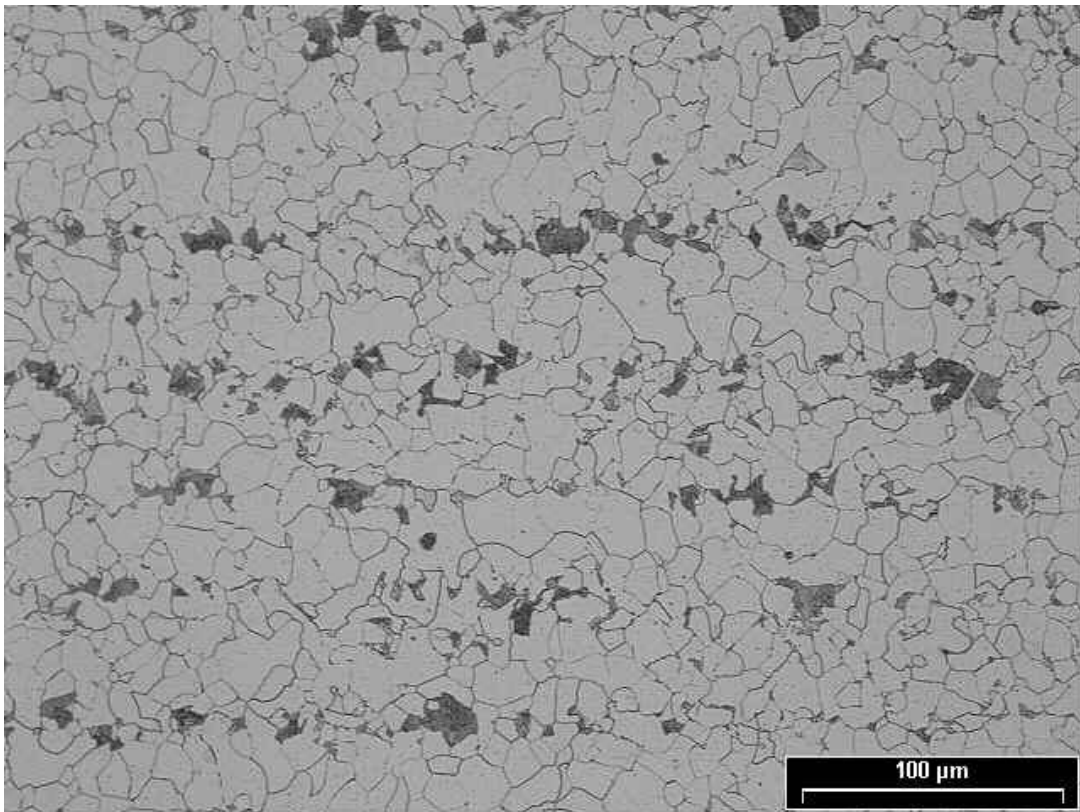


Figura 57- Micrografia da amostra Curva Solda com aumento de 200x.



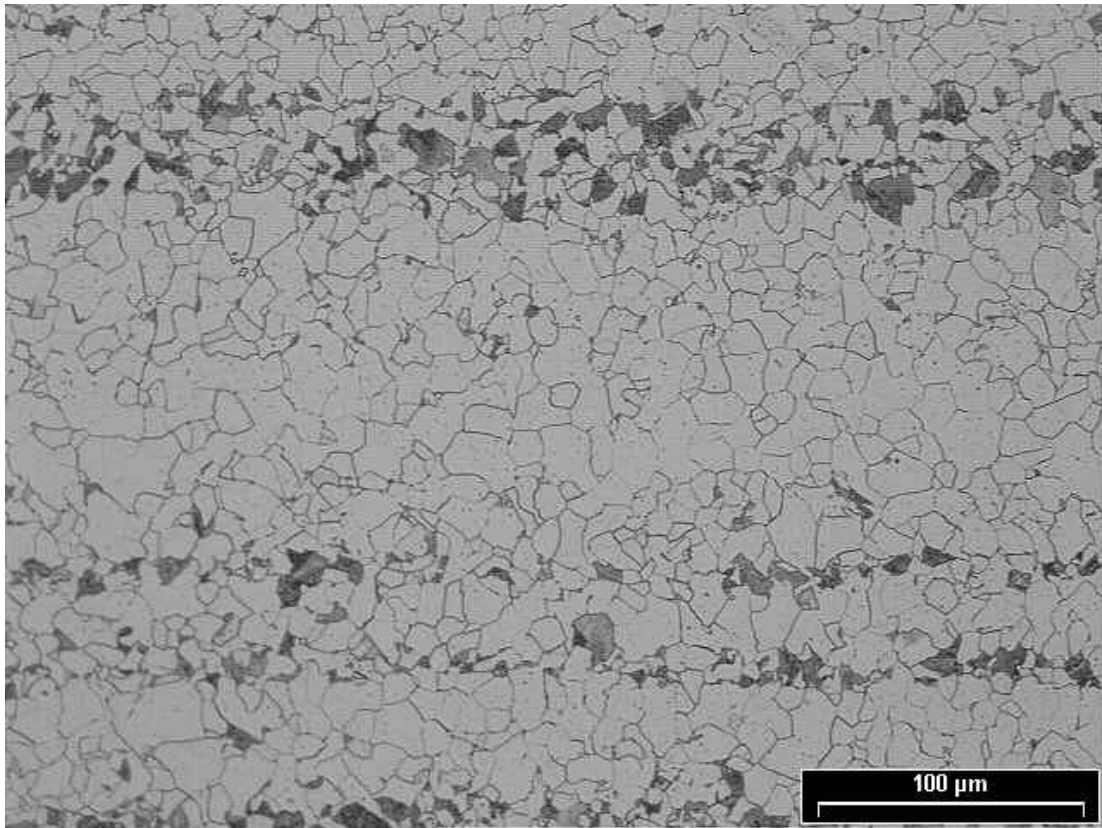


Figura 58- Micrografia da amostra Trecho Reto com aumento de 200x.

#### 4.1.3 COMENTÁRIOS

O ponto mais importante desta etapa foi identificar a intensidade da textura e tamanho de grão nos corpos de prova, uma vez que textura muito forte e tamanho de grão grande prejudicam a medição da tensão residual.

Especulava-se que poderia ser possível encontrar uma forte textura com alta intensidade, tendo em vista que o material passou por severas deformações e transformações. De acordo com VIANA (2002), valores entre 10 e 15 são considerados alta intensidade nos aços. E foram encontrados valores entre 2 e 4 de intensidade. Uma explicação para o ocorrido está na composição do aço (presença de precipitados), temperatura de laminação, da quantidade de redução em cada passe e, acima de tudo, da temperatura de acabamento. Parâmetros esses que definem a textura do produto final.

A mesma especulação serviu para o tamanho de grão, onde foram apresentados tamanhos de grão bem refinados. A estrutura refinada foi devido

à laminação controlada realizada nas placas e o tratamento térmico que é realizado após o processo de curvamento do tubo.

Na temperatura de recozimento a 950 °C, ou seja, aquecimento realizado acima da temperatura crítica, pode-se dizer que houve uma completa austenização do aço, na qual foi o ponto de partida para as posteriores transformações. A influência do tempo de permanência do aço à temperatura escolhida de aquecimento é mais ou menos idêntica à da máxima temperatura de aquecimento, isto é, quanto mais longo o tempo dentro do forno, mais completa a dissolução do carboneto de ferro na austenita. Devido a isso, escolheu-se o tempo de 20 minutos. Com a redução para 550°C, as amostras austenizadas foram transformadas de fases novamente. Esse resfriamento é que determinou a estrutura final do aço. Por fim, o último ciclo de resfriamento até a temperatura ambiente, dentro do forno, proporcionou um menor choque térmico na estrutura do aço fazendo com que aliviasse parte da tensão residual presente.

O tratamento térmico foi realizado com objetivo de modificar a textura como recebido, ou seja, tornar a estrutura sem textura ou com orientação cristalina aleatória. Em alguns casos houve uma ligeira queda na intensidade, como é o caso das amostras Curva Extradorso, Linha Neutra e Curva Solda, mas em outros corpos de prova (Curva Intradorso, Trecho Reto e Reta solda) foi mantida a textura. O fato de não alterar ou reduzir levemente a textura foi abordado por BATISTA et. al. (2003), onde foi dito que recozimento em temperaturas mais baixas de materiais levemente encruados causa apenas recuperação e pequena ou nenhuma modificação da textura.

Com o tratamento térmico de recozimento aplicado, o tamanho de grão mostrou um aumento em relação as amostras como recebido, sendo apresentados valores entre 14 e 16 µm. Esse fenômeno já era esperado devido a temperatura de recozimento e tempo dentro do forno, ou seja, quanto maior o tempo de permanência e a temperatura de aquecimento, maior o tamanho de grão resultante.

## 4.2 ANÁLISE DE TENSÃO RESIDUAL

### 4.2.1 COMO RECEBIDO

#### 4.2.1.1 DIFRAÇÃO DE RAIOS X

As figuras 59 a 64 mostram o gráfico distância interplanar versus  $\text{sen}^2\psi$  resultante da medida de tensão residual via difração de raios x dos corpos de prova: curva extradorso, curva intradorso, linha neutra, reta solda, solda longitudinal e trecho reto, respectivamente. Para obtenção dos gráficos foram adotados alguns parâmetros como estados de tensão biaxial, uma vez que há maior ajuste da reta em relação aos pontos proporcionando um menor erro de medida. Outro item que foi realizado é a correção de alinhamento da reta que utiliza dados de uma amostra livre de tensão residual, no caso o tungstênio.

As tensões residuais obtidas por difração de raios x estão na tabela 5. Observa-se que todas as amostras apresentam tensões residuais compressivas. Resultado esse comprovado pelo valor acima dos gráficos, onde as tensões normais apresentam valores negativos, com isso a curva gerada torna-se decrescente. Esse resultado comprovada pela forma linear das curvas, conforme referenciado na figura 10 e mostrado nas figuras abaixo.



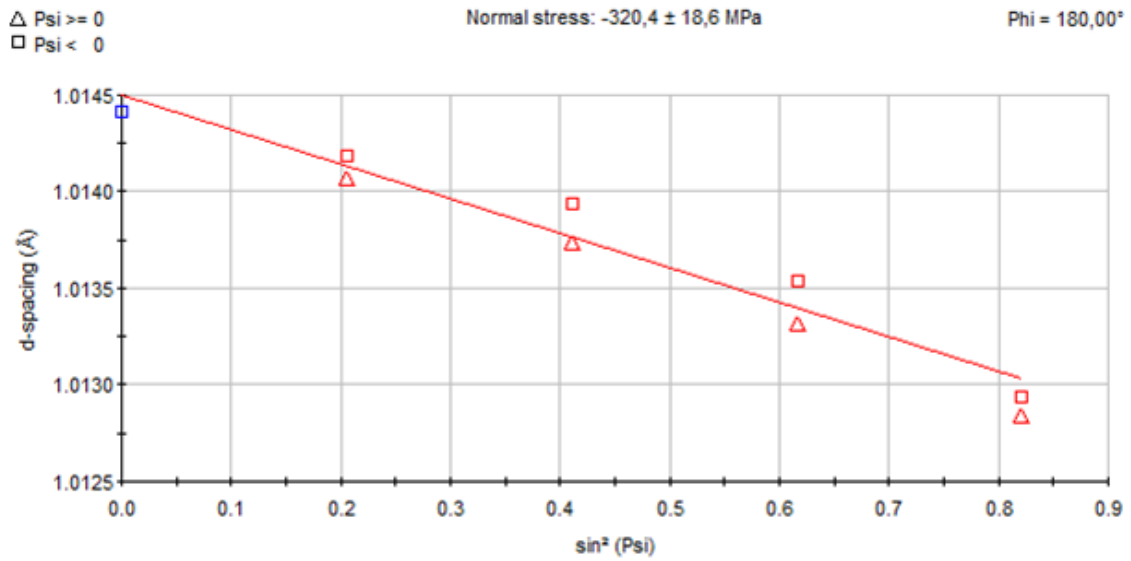


Figura 61- Gráfico da distância interplanar vs  $\sin^2\Psi$  da amostra Linha Neutra.

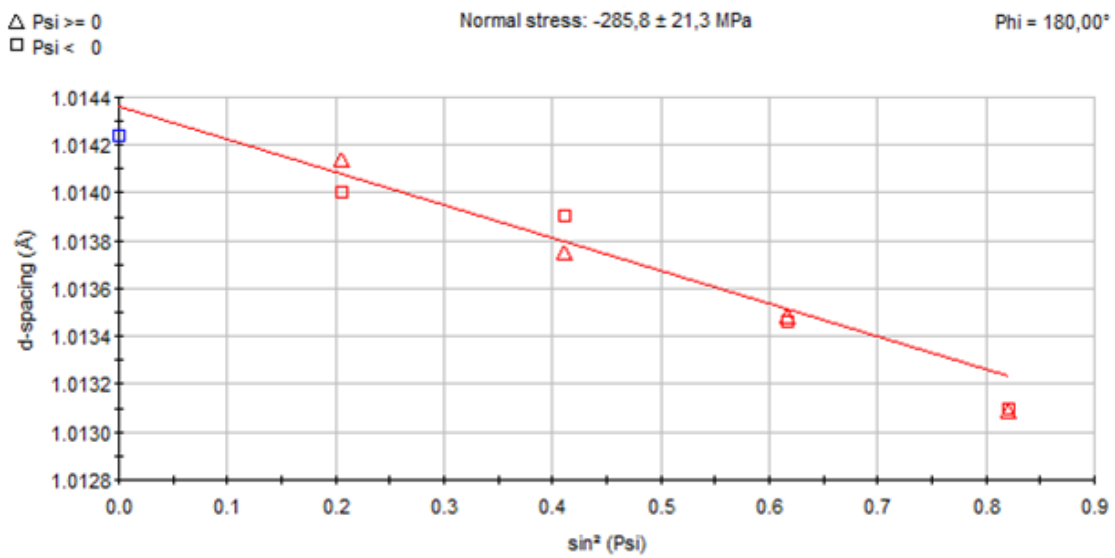


Figura 62- Gráfico da distância interplanar vs  $\sin^2\Psi$  da amostra Reta Solda.

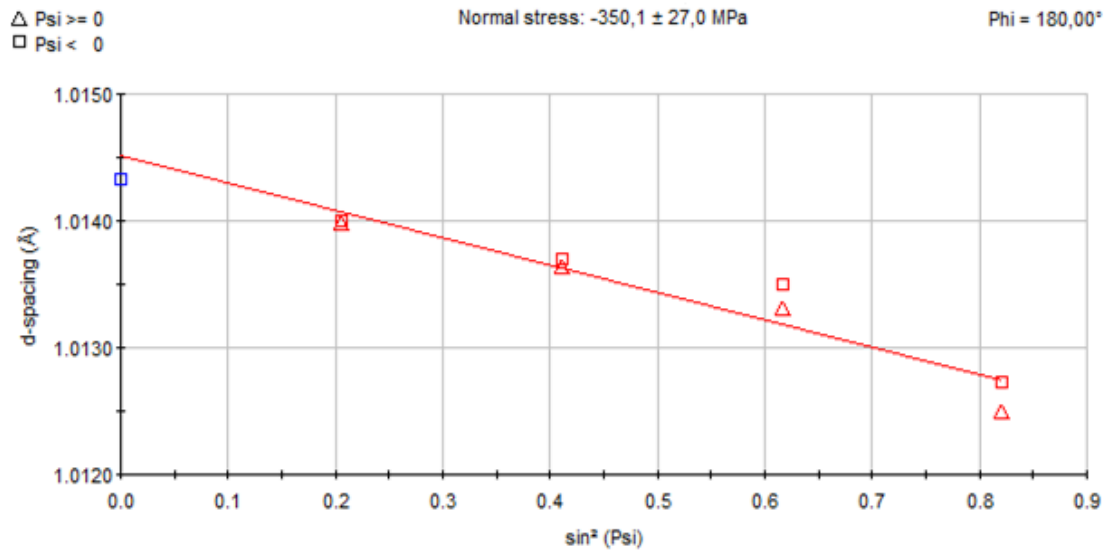


Figura 63- Gráfico da distância interplanar vs  $\sin^2\Psi$  da amostra Curva Solda.

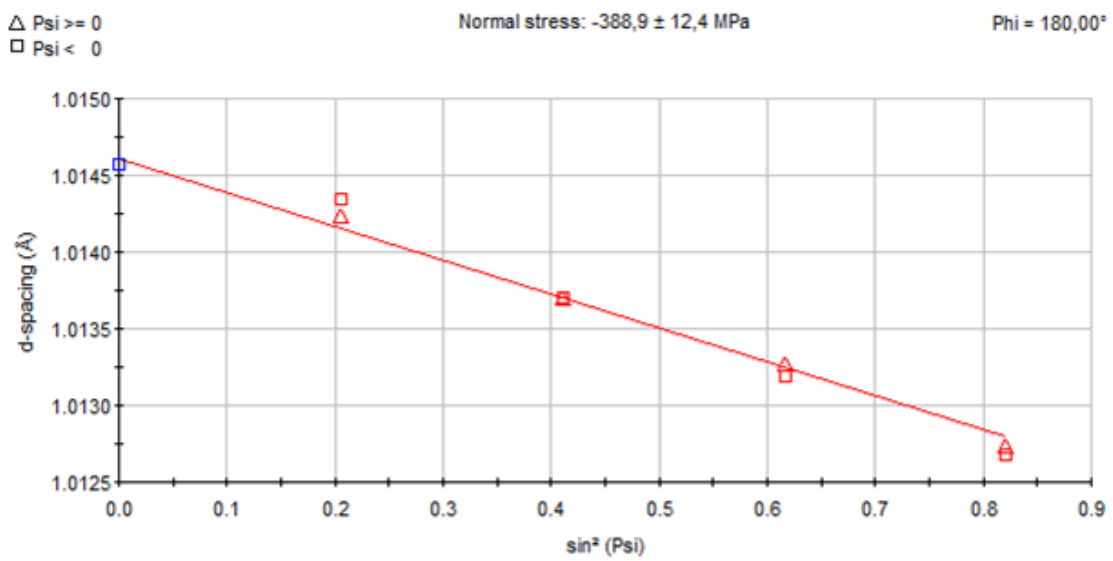


Figura 64- Gráfico da distância interplanar vs  $\sin^2\Psi$  da amostra Trecho Reto.

Tabela 5- Tabela de tensões residuais via difração de raios x.

Amostras	Curva Extradorso	Curva Intradorso	Linha Neutra	Reta Solda	Curva Solda	Trecho Reto
Tensão Residual (MPa)	-386,5 ± 16,3	-324,4 ± 12,4	-320,4 ± 18,6	-285,8 ± 21,3	-350,1 ± 27,0	-388,9 ± 12,4

#### 4.2.1.2 TÉCNICA DO FURO CEGO

A tabela 6 mostra os parâmetros de espessura inicial, profundidade do furo e o diâmetro do furo. Esses parâmetros são encontrados com objetivo de determinar os coeficientes “a” e “b”, que posteriormente serão utilizados para o cálculo das três combinações de tensões.

Tabela 6- Parâmetros dos ensaios de todos os corpos de prova.

	AMOSTRAS					
	Curva Solda	Curva Extradorso	Curva Intradorso	Trecho Reto	Linha Neutra	Reta Solda
Espessura Inicial (mm)	5,08	4,25	5,57	5,26	4,95	4,78
Profundidade do furo (mm)	0,81	0,47	0,42	0,61	0,49	0,29
Diâmetro do furo (mm)	1,76	1,66	1,68	1,68	1,48	1,57

A tabela 7 relata os resultados do ensaio do furo cego para os seis corpos de prova. Inicialmente, as três primeiras linhas mostram  $\epsilon_1$ ,  $\epsilon_2$  e  $\epsilon_3$ , que são as deformação encontradas nos extensômetros na momento da furação. Os coeficientes “a” e “b” estão apresentados nas próximas linhas, sendo determinado pelo diâmetro do furo e o tipo de roseta utilizada. As letras “p”, “q” e “t” são combinações de deformações medidas pelas deformações do *strain gage*. As letras maiúsculas “P”, “Q” e “T” são as combinações de tensões correspondentes as deformações “p”, “q” e “t”, onde “P” corresponde a tensão biaxial, “Q” é a tensão de cisalhamento a 45° e “T” a tensão de cisalhamento xy.  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$  e  $\tau_{xy}$  são as tensões no plano cartesiano, sendo determinado pelas

tensões “P”, “Q” e “T”. Por fim,  $\sigma_{\max}$  e  $\sigma_{\min}$  são as tensões residuais principais ao redor do furo.

Tabela 7- Resultado da tensão residual de todos os corpos de prova.

AMOSTRAS						
	Curva Solda	Curva Extradorso	Curva Intradorso	Trecho Reto	Linha Neutra	Reta Solda
$\epsilon_1$	6,83E-05	6,21E-05	5,49E-05	6,83E-05	6,54E-05	9,44E-05
$\epsilon_2$	6,78E-05	7,35E-05	5,83E-05	6,73E-05	7,77E-05	6,76E-05
$\epsilon_3$	7,23E-05	9,31E-05	6,94E-05	8,03E-05	8,25E-05	1,40E-05
a	0,115	0,081	0,081	0,115	0,059	0,027
b	0,24	0,159	0,159	0,239	0,118	0,051
p	0,0001	0,0001	0,0001	0,0001	0,0001	0,0001
q	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000
t	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000
P	-100,4109	-202,1054	-161,9461	-136,3101	-264,4970	-423,5803
Q	-1,7765	-20,6030	-9,6078	-5,2784	-15,2766	166,3268
T	-2,2101	-5,4393	-5,1460	-6,1436	6,7055	55,3748
$\sigma_x$	-98,6344	-181,5024	-152,3383	-131,0316	-249,2204	-589,9071
$\sigma_y$	-102,1874	-222,7085	-171,5539	-141,5885	-279,7737	-257,2535
$\tau_{xy}$	-2,2101	-5,4393	-5,1460	-6,1436	6,7055	55,3748
$\sigma_{\max}$	-103,2	-223,4	-172,8	-144,4	-281,2	-598,9
$\sigma_{\min}$	-97,6	-180,8	-151,0	-128,2	-247,8	-248,2
<b>Erro (%)</b>	2,98	3,42	3,14	2,96	3,43	2,33



## 4.2.2 PÓS-TRATAMENTO TÉRMICO

### 4.2.2.1 DIFRAÇÃO DE RAIOS X

As figuras 65 a 70 mostram o gráfico distância interplanar versus  $\text{sen}^2\psi$  resultante da medida de tensão residual via difração de raios x dos corpos de prova: curva extradorso, curva intradorso, linha neutra, reta solda, solda longitudinal e trecho reto, respectivamente. Para esses gráficos o software utilizado para determinar a tensão residual mostrou pontos fora da reta, sendo necessário determinar os gráficos utilizando Excel.

Os resultados apresentados na tabela 8 mostraram que o objetivo do último ciclo do tratamento térmico (resfriamento dos corpos de prova até a temperatura ambiente dentro do forno) foi obtido. Isso foi comprovado devido o alívio de tensão, ou seja, a tensão residual presente foi reduzida em todas as amostras e isto está demonstrado nos valores acima dos gráficos e na tabela 8.

Os pontos fora da reta podem estar relacionados com a textura cristalográfica presente nos materiais. Tanto antes quanto depois do tratamento térmico as amostras apresentaram essas características. Traçando uma curva imaginária, nos pontos nota-se uma pequena oscilação, comprovado pela figura 10 da revisão bibliográfica.

Tabela 8- Tabela de tensões residuais via difração de raios x após tratamento térmico.

Amostras	Curva Extradorso	Curva Intradorso	Linha Neutra	Reta Solda	Curva Solda	Trecho Reto
Tensão Residual (MPa)	-272,3 ± 83,9	-259,8 ± 22,8	-162,8 ± 9,5	-168,9 ± 19,7	-211,2 ± 15,3	-284,9 ± 37,1

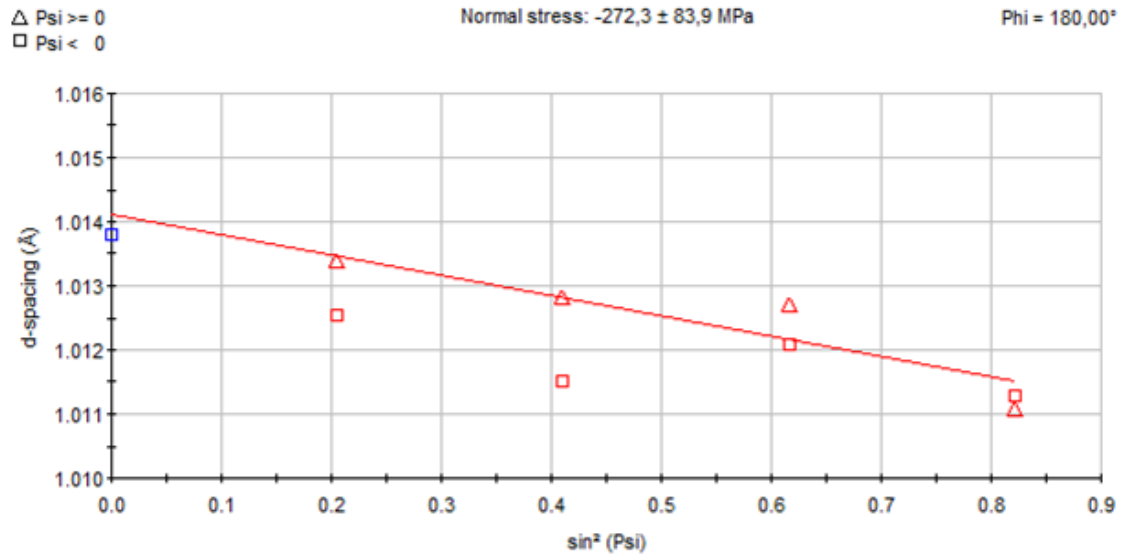


Figura 65- Gráfico da distância interplanar vs  $\sin^2\Psi$  da amostra Curva Extradorso.

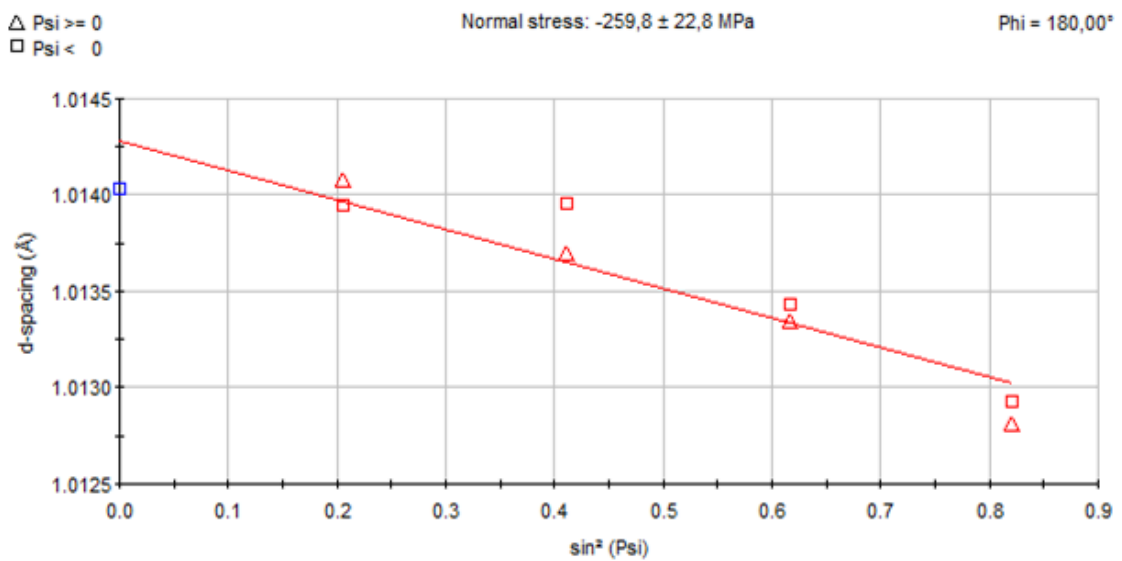


Figura 66- Gráfico da distância interplanar vs  $\sin^2\Psi$  da amostra Curva Intradorso.

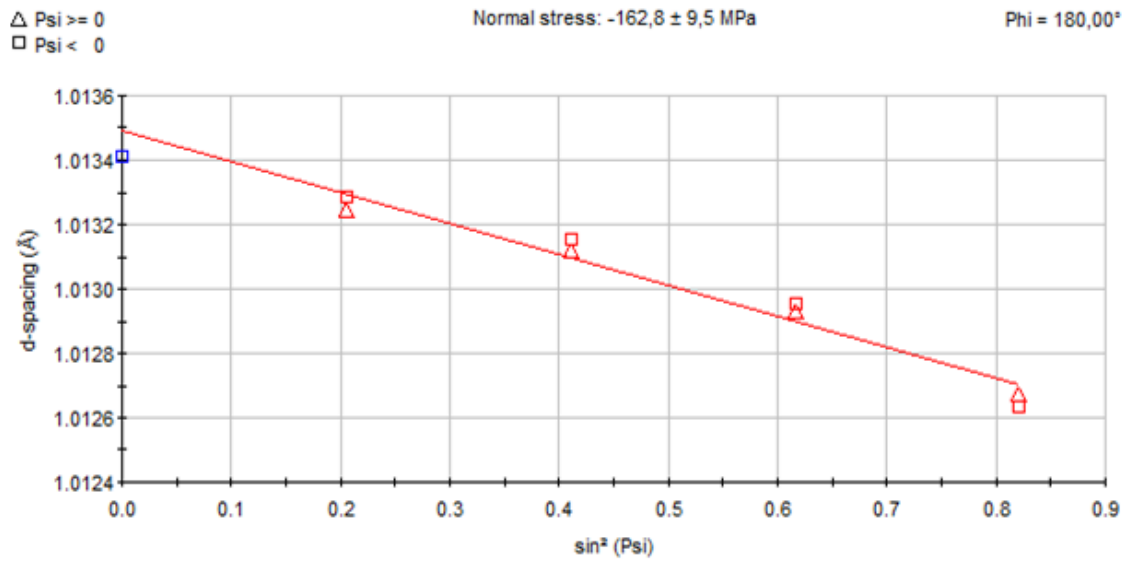


Figura 67- Gráfico da distância interplanar vs  $\sin^2\Psi$  da amostra Linha Neutra.

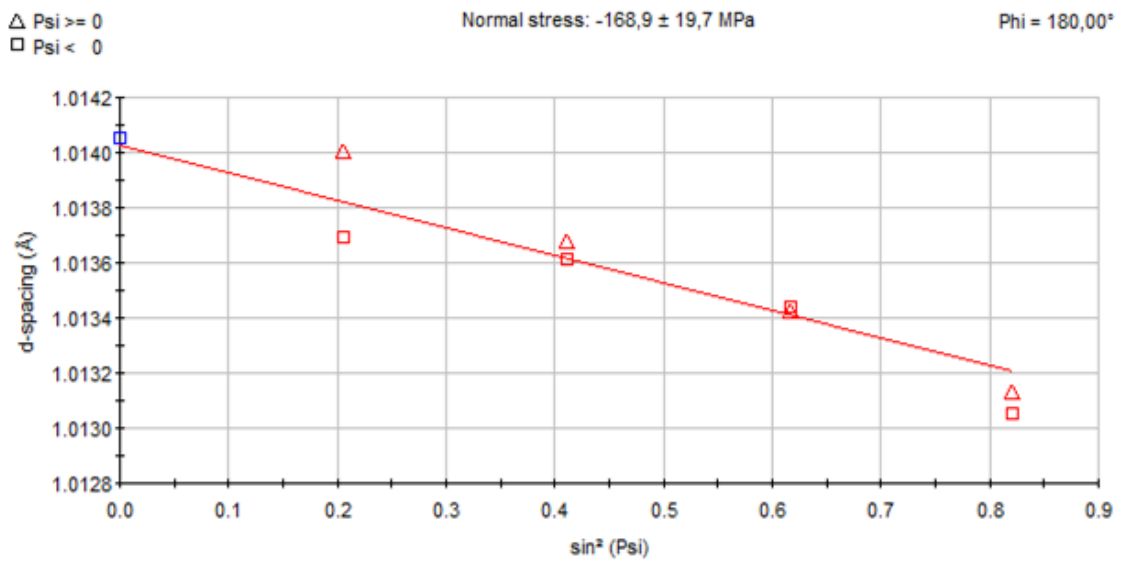


Figura 68- Gráfico da distância interplanar vs  $\sin^2\Psi$  da amostra Reta Solda.

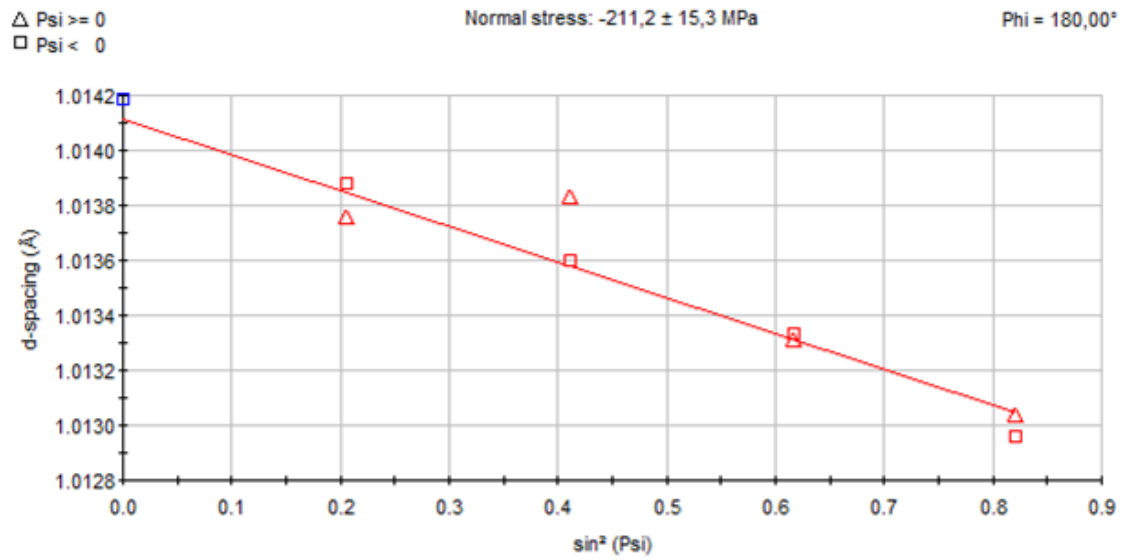


Figura 69- Gráfico da distância interplanar vs  $\sin^2\psi$  da amostra Curva Solda.

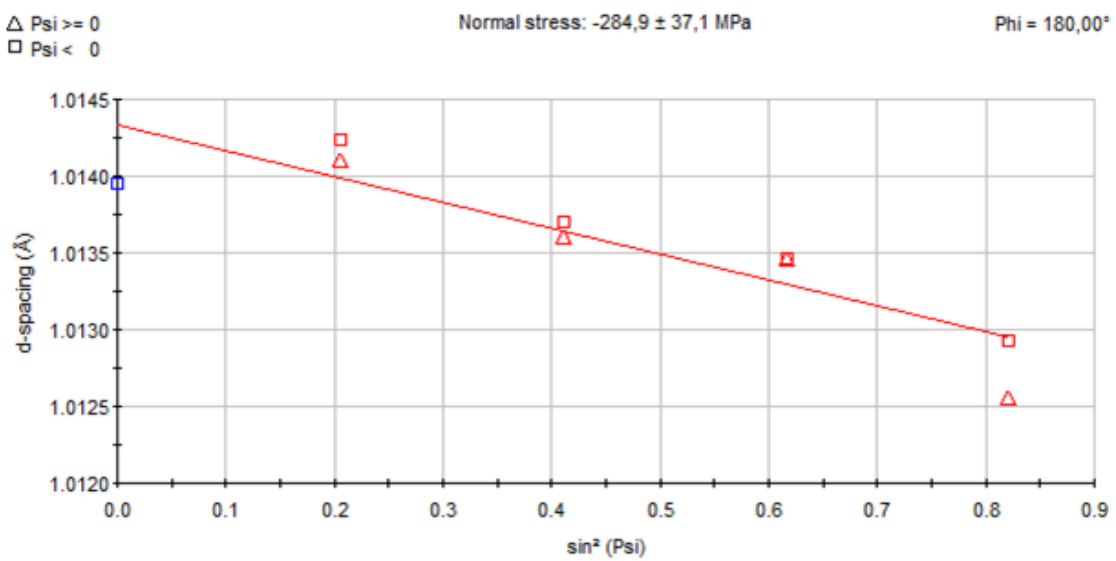


Figura 70- Gráfico da distância interplanar vs  $\sin^2\psi$  da amostra Trecho Reto.

## 5 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

### 5.1 COMPARAÇÃO DAS METODOLOGIAS ADOTADAS

Os corpos de prova foram retirados de um tubo que passou por vários processos antes de ser utilizado. Primeiramente passou-se pela laminação a quente onde houve transformação de fases e deformação. Em seguida sofreu mais deformações e solda para fabricação do tubo. E por fim, passou por mais um processo de deformação para curvar o tubo. Todos esses processos são geradores de tensão interna ou residual na estrutura do material. Portanto, já era esperado que as amostras apresentassem tensões na rede. Por fim, surgiu a necessidade de qualificar e quantificar as tensões presentes no tubo.

Para isso são utilizados vários métodos, mas o mais convencional é a técnica do furo cego. Com objetivo de validar a técnica de difração de raios x, foram comparados os dois métodos. As duas técnicas possuem pontos positivos e negativos. A tabela 9 mostra alguns itens que diferenciam as duas técnicas, sendo o mais significativo a profundidade de inspeção da região.

Tabela 9- Comparação entre as técnicas de raio x e furo cego.

Técnica	Raio x	Furo Cego
Itens		
Informação obtida na medição	Variação das distâncias interplanares	Deformação superficial
Profundidade de inspeção	1 a 15 $\mu\text{m}$	A partir de 0,1 mm

Os resultados observados nas técnicas do furo cego e difração de raios x são similares em termos de comportamento, ou seja, são tensões compressivas, porém em níveis de tensões diferem razoavelmente. ROCHA et. al. (2009) também chegou aos mesmos resultados quando compararam as duas técnicas, apresentando tensões residuais compressivas, porém com valores distintos. A diferença nos valores pode ser explicada por dois motivos: no momento da furação, onde cria um novo estado de tensões no material

fazendo com que a superfície próxima do furo escoe plasticamente, ocasionando uma deformação plástica superficial na periferia do furo. E o outro, devido a profundidade da análise. Na difração de raios x o feixe penetra na amostra até 15  $\mu\text{m}$  da superfície e já o furo cego teve a penetração da broca uma média de aproximadamente 0,5 mm, conforme mostra na tabela 6. A figura 71 mostra a diferença entre os valores dos dois métodos.

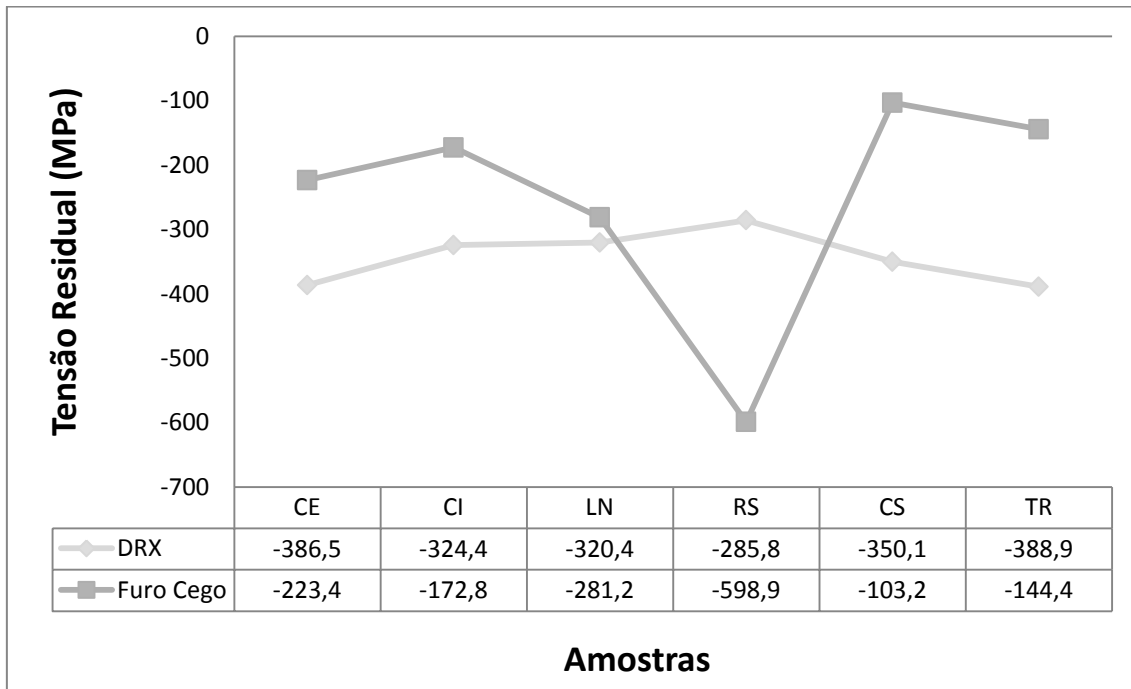


Figura 71- Gráfico comparativo das técnicas de difração de raios x e furo cego.

Analisando os resultados da textura cristalográfica e da microestrutura, obtidos por difração de raios x e microscopia ótica, respectivamente, foi observado baixa intensidade da função distribuição e pequeno tamanho de grão das amostras. Como referenciado pelo CULLITY (1978), observou-se que ambos os parâmetros não devem afetar significativamente a medida de tensão residual por difração de raios x. Como as amostras não apresentaram uma forte textura, portanto, não ocasionou nenhuma alteração significativa na linha de difração. E com pequeno tamanho de grão, a linha de difração permaneceu regular com sua posição bem definida.

O tratamento térmico mostrou-se efetivo com os objetivos traçados, que era diminuir a intensidade da textura, deixando a estrutura das amostras mais aleatória possível e aliviar a tensão residual presente nos corpos de prova.

O aquecimento a 950 °C promoveu mudança de fase, de ferrita (CCC) para austenita (CFC). Ao resfriar a 550 °C, a transformação é revertida. Segundo Kurdjumov e Sachs, cada uma das transformações acontece de acordo com a seguinte regra: considerando toda a alternativa e possibilidade de mudança observa-se que de cada orientação de uma fase causa 24 variantes da fase produto. Com isto, esperava-se que o tratamento de ciclagem térmica tornava o material final mais uniforme, ou melhor, com menos textura. Além disso, o resfriamento lento no final da última transformação tende a minimizar os valores de tensão residual.

A tensão residual teve uma considerável queda nos valores, conforme é apresentado na figura 72. Isso é devido ao resfriamento dentro do forno, que fez com que o material resfriasse sem prejudicar a estrutura do material. Mesmo com o crescimento dos grãos no tratamento térmico e as amostras apresentando uma textura menos intensa fizeram com que esses dois parâmetros não afetassem a medição de tensão residual via difração de raios x.

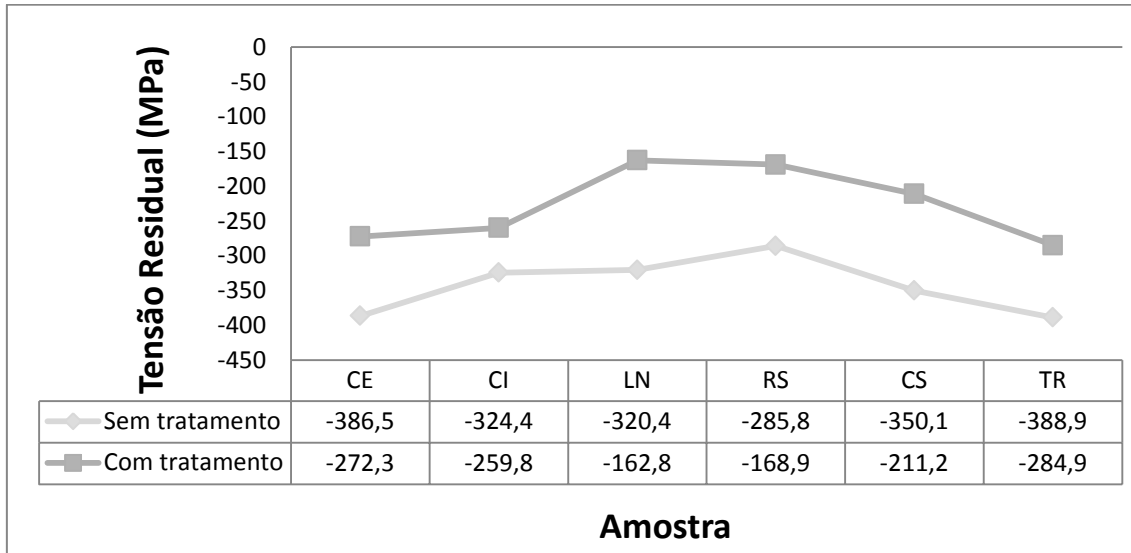


Figura 72- Gráfico comparativo da tensão residual via difração de raios x sem e com tratamento térmico.

## 5.2 ANÁLISE DA TENSÃO RESIDUAL NO TUBO

Como foi apresentado na revisão bibliográfica, alguns pesquisadores relataram que a presença de tensões residuais compressivas são benéficas para os materiais metálicos por vários fatores, dentro os quais se destacam: inibição do crescimento de trinca seja ela por fadiga ou térmica, resistência à fratura e corrosão sob tensão.

Os resultados apresentados nesse trabalho foram tensões residuais compressivas e estão esquematizadas nas figuras 73 e 74. O tipo de tensão residual pode ser relacionado com o tipo de carregamento que o material foi submetido, no caso a laminação a quente, onde a chapa passou por deformação compressiva. Compara-se essa afirmação com MARTINS et. al. (2005) onde os pesquisadores afirmaram que deformação plástica tende a gerar tensões compressivas.

Em seguida, a chapa foi conformada a frio para fabricação do tubo. De acordo com VIEIRA (2001) o trabalho a frio pelo qual passam os tubos no processo “UOE” introduz mudanças no comportamento tensão deformação do material. Nas etapas de dobramento, a face da chapa interna do tubo sofre deformação em compressão, enquanto a face externa é tracionada. Logo, essas etapas de conformação a frio provocam tensões residuais no corpo do tubo. Seus valores podem ser elevados e variam ao longo da circunferência. VIEIRA (2001) citou que as tensões residuais apresentam valores mais altos em regiões situadas a 90° da solda. Esse fato aconteceu no trabalho, onde o maior valor de tensão residual (-386,5 MPa) foi na Curva Extradorso.

Porém, na última etapa do processo (curvamento por indução a quente), é justamente na região extradorso que o material sofre uma deformação trativa e compressiva na área intradorso. O que pode explicar o valor compressivo é que o material sofre um tratamento térmico, uma vez que o tubo é aquecido para o dobramento e resfriado logo ao mesmo tempo. Esse ataque de água pode propiciar uma amenização na estrutura do tubo.

Em relação aos valores encontrados nas regiões analisadas, os níveis de tensões residuais estão relacionados com a quantidade de deformação sofrida, pois durante todo o processo de fabricação (laminação, fabricação e curvamento do tubo) foi necessário a aplicação de diferentes níveis de



deformações plásticas ao longo da chapa. Os valores encontrados estão consistentes com as referências, sendo favoráveis a várias aplicações.

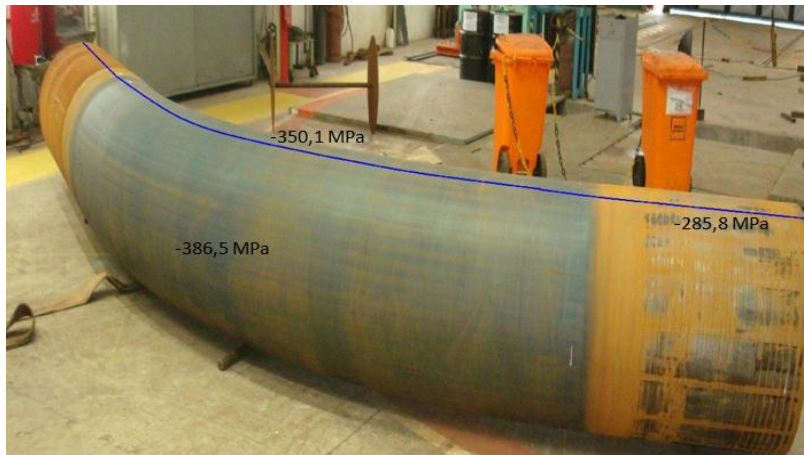


Figura 73- Tubo com as tensões residuais nas regiões: Reta Solda, Curva Solda e Curva Extradorso.



Figura 74- Tubo com as tensões residuais nas regiões: Curva Intradorso, Linha Neutra e Trecho Reto.

Tendo em vista que o tubo API estudado apresenta tensões residuais compressivas, há uma necessidade de apontar como essas tensões agem no material. Dependendo do carregamento externo que será aplicado, trativa ou compressivo, as tensões internas podem ser benéficas ou maléficas como os citados acima.

De acordo com WITHERS e BHADSHIA (2000) para materiais que deformam plasticamente, as tensões de carregamento e residual podem se adicionar diretamente até o limite de escoamento. Nesse sentido, as tensões residuais podem acelerar ou atrasar o início da deformação plástica. Entretanto, o efeito da tensão interna na fratura dútil é geralmente pequena devido a baixa deformação e são abortados pela plasticidade.

Em relação à fadiga, a tensão residual pode aumentar ou diminuir sobre o ciclo de fadiga. Tensões trativas podem engatilhar a fratura durante a fadiga. Superfícies livres de tensões são geralmente sítios preferenciais para iniciação de trinca de fadiga. Isso significa que é uma vantagem ter tensão residual compressiva na região perto da superfície (WITHERS e BHADSHIA, 2000).

Em relação a evolução de trincas, a tensão residual compressiva é um item importante para inibir seu crescimento, pois a tensão age contra a propagação da trinca não deixando-a propagar.

Dentre as diversas alterações metalúrgicas sofridas pelos materiais quando submetidos a um ciclo térmico de soldagem, destaca-se o surgimento de tensões residuais trativas, as quais são geralmente indesejáveis, uma vez que podem acarretar em diversos problemas tais como trincas, fratura por fadiga e corrosão sob tensão (SILVA, 2007).

Em regiões de solda, ACEVEDO e NUSSBAUMER (2012) afirmaram que a resistência à fadiga da estrutura do tubo depende do carregamento aplicado, da iniciação de trincas e das tensões presentes nessa área. No presente trabalho, as tensões internas na solda foram comparáveis com as outras áreas. A presença de tensões compressivas na zona termicamente ativada também possui efeito benéfico em relação à propagação de trincas.

É válido ressaltar que o conhecimento do nível de tensões residuais em equipamentos que processam fluidos com alto índice de corrosão é importante, visto que nestas condições é possível a ocorrência de falhas por corrosão sob tensão. A associação do meio corrosivo e a existência de elevados níveis de tensões residuais trativas no material podem ocasionar a formação de trincas e levar o equipamento ao colapso (SILVA, 2007). Tendo em vista essa informação, mostra que o tubo estudado encontra em situação favorável para uso em qualquer meio corrosivo.

## 6 CONCLUSÕES

O objetivo deste trabalho foi avaliar a tensão residual em diferentes partes do tubo curvado por indução a quente. Para isso foi implantado a metodologia de medida de tensão residual por difração de raios x. A técnica de difração foi comparada com a medida de tensão residual por furo cego. Realizou-se recozimento com resfriamento ao forno para avaliar a tensão interna após tratamento térmico.

Dos experimentos realizados, pode-se concluir:

- I. Houve coerência entre avaliações de tensão residual realizado por difração de raios x e a técnica do furo cego, uma vez que os resultados apontaram tensões residuais compressivas;
- II. Com o tratamento térmico realizado, houve uma redução das tensões residuais, concluindo que o método de difração de raios x estava validado;
- III. Os resultados de textura mostraram uma orientação preferencial de baixa e média intensidade, o que não afetaram a medida de tensão residual, o mesmo acontecendo com o tamanho de grão, que apresentaram baixos valores;
- IV. Após o tratamento térmico, houve uma mínima redução, em algumas amostras, da intensidade de textura. E mesmo com o aumento do tamanho de grão, os valores apresentados também não afetaram a medida de tensão residual;
- V. As tensões apresentadas foram todas compressivas, o que traz grandes benefícios para a utilização do tubo como: resistência ao crescimento e propagação de trincas, resistência a fadiga e corrosão sob tensão.

## 7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ACEVEDO, C. e NUSSBAUMER, A.; **Effect of tensile residual stresses on fatigue crack growth and S-N curves in tubular joints loaded in compression**, International Journal of Fatigue 36, p. 171–180, 2012.

AMIRAT, A. et. al.; **Reliability assessment of underground pipelines under the combined effect of active corrosion and residual stress**, International Journal of Pressure Vessels and Piping 83, p. 107–117, 2006.

ANDEROGLU, O.; **Residual Stress Measurement Using X-Ray Diffraction**, Submitted to the Office of Graduate Studies of Texas A&M University in Partial fulfillment of the requirements for degree of Master of Science, 2004.

BARBOSA, R.; SANTOS, D.; BORATTO, F.. Fundamentos da Laminação Controlada. Fundação Christiano Ottoni Belo Horizonte, p. 328, 1989.

BATISTA, G. Z., SOUZA, L. F. G., BOOT, I. S., RIOS, P. R.; **Estudo da Correlação Microestrutura - Propriedades Mecânicas de Aço da Classe API X80**. 58º Congresso Anual da ABM, 2003.

BOUCHARD, P. J.; **Validated residual stress profiles for fracture assessments of stainless steel pipe girth welds**, International Journal of Pressure Vessels and Piping 84, p. 195–222, 2007.

CHIAVERINI, V.; **Aços e Ferros Fundidos**, Editora ABM, 6ª Edição, São Paulo, 1988.

COSTA, A. D. S. B. et. al.; **Comparação dos níveis de tensões residuais para diferentes parâmetros utilizados no processo de soldagem TIG automático em aços de tubos ASTM A106 GR. B**, 4º PDPETRO, Campinas, SP, 2007.

CULLITY, B. D.; **Elements of X-Ray Diffraction**, 2ª Edição. Addison-Wesley Publishing Company, 1978.

DIETER, G. E.; **Mechanical Metallurgy**, McGraw-Hill Book Company, SI Metric Edition, 1988.

Extensômetros – “Strain Gages”; Acessado em 02/01/2013: [cursos.unisanta.br/mecânica/ciclo10/1088\\_Capitulo\\_3\\_Extensometria.pdf](http://cursos.unisanta.br/mecânica/ciclo10/1088_Capitulo_3_Extensometria.pdf).

FLAMAN, M. T., BOAG, J. M.; **Comparison of Residual-stress Variation with Depth-analysis Techniques for the Hole-drilling Method**, Experimental Mechanics, pp. 352-355, December de 1990.

FRANCOIS M., LEBRUN J.L.; **X-ray stress determination on materials with large size crystallites**, Theoretical approach, in: Residual Stresses, p. 295-302, 1993.

GOSH, S. et. al.; **Role of residual stresses induced by industrial fabrication on stress corrosion cracking susceptibility of austenitic stainless steel**, Materials and Design 32, p. 3823–3831, 2011.

GUIMARÃES, L. R.; **Estudo de Parâmetros Experimentais Envolvidos na Determinação de Macrotensões Residuais, em Tubos de Aço Inoxidável, pelo Método da Difração de Raios-X**, Dissertação de Mestrado pelo Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 1990.

GUROVA, T.; **Variação do estado de tensões residuais introduzidas por shot-peening, durante deformação plástica por tração uniaxial, em aços**, Dissertação (Tese Doutorado), Universidade Federal do Rio de Janeiro, 1997.

HIRSCH, T.; MACHADO, R.; CAMPOS, M. F.; **Tensões Residuais em Aços Avaliados por Difração de Raios-X: Diferença Entre Micro e Macro Tensões Residual**, III Workshop sobre textura, São Paulo, p. 115-131, 2006.

JUN, T. e KORSUNSKY, A. M.; **Evaluation of Residual Stress and Strains Using the Eigenstrain Reconstruction Method**, International Journal of Solids and Structures 47, p. 1678–1686, 2010.

KAMMINGA et. al.; **New methods for diffraction stress measurement: a critical evaluation of new and existing methods**, Journal of Applied Crystallography, p. 1059-1066, 1999.

KUMAR, A. et. al.; **A method for the non-destructive analysis of gradients of mechanical stress by diffraction measurements at fixed penetration/information depths**, Journal of Applied Crystallography, p. 633-646, 2006.

LEE, S. et. al.; **Evaluation of axial surface residual stress in 0,82-wt% carbon steel wire during multi-pass drawing process considering heat generation**, Materials and Design 34, p. 363–371, 2012.

LIMA, N. B. et. al.; **Texturas de Recristalização**, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, SP, 2003.

LU, J., **Handbook of Measurements of Residual Stress**, Vol. 2, Ed. SEM, 2ed, p. 417, 2005.

MARTINS, C. O. D. et. al.; **Comparação entre Técnicas de Análise de Tensões Residuais em Anéis de Rolamento do Aço ABNT 52100**, Matéria, Vol 9, N° 1, p. 23-31, 2004.

MEIRELES, A. M.; **Curvamento por Indução em Tubos da Classe API 5L X80**, Proposta de Tese, Rio de Janeiro, 2008, Instituto Militar de Engenharia.

MODENESI, P. J.; SANTOS, M. **Metalurgia da Soldagem**, 2001.

MOREIRA, M. F. e LEBRÃO, S. M. G.; **Tratamentos Térmicos dos Aços**, 2003.

Norma ASTM 837 – 08, **Standart Teste Method for Determining Residual Stress by the Hole Drilling Strain-Gage Method**, 2009.

PREVÉY, P. S.; **X-ray Diffraction Residual Stress Techniques**, Metals Handbook 10. Metals Park: American Society for Metals, 1986.

REKHI, S.; **Determination of Residual Stress Using X-Ray Diffraction**, Curso de Difração de Raios-X pela PANalytical no Instituto Militar de Engenharia, 2009.

RENDLER, N. J., VIGNESS, I.; **Hole-drilling Strain-gages Method of Measuring Residual Stresses**, Experimental Mechanics, Vol. 1, Number 12, p. 577-586, 1966.

ROCHA, et. al.; **Comparação entre difração de raios x e método do furo cego para medição de tensões residuais em barras cilíndricas**, Matéria (Rio de Janeiro) Vol 14, nº 3, Rio de Janeiro, 2009.

RODRIGUES, L. D.; **Medição de Tensões Residuais em Tubos Visando a Determinação de Esforços em Dutos Enterrados**, Dissertação de Mestrado pela Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, RJ, 2007.

ROSSINI, N. S. et. al.; **Methods of measuring residual stress in components**, Materials and Design 35, p. 572–588, 2012.

SCHAJER, G. S.; **Measurement of Non-uniform Residual Stresses Using the Hole Drilling Method**, Part I: Stress Calculation Procedures, Vol. 10, p. 338-343, 1988.

SILVA, C. C. **Avaliação das Tensões Residuais de Soldagem em Tubulações de Pequeno Diâmetro Usadas em Refinaria de Petróleo**. Dissertação (Mestrado) — Universidade Federal do Ceará, Janeiro 2007.

SOARES, A. C.; **Avaliação dos Efeitos de Plastificação na Medição de Tensões Residuais pela Técnica do Furo Cego**, Tese de Doutorado, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, 2003.

Spectru Instrumental Científico Ltda; **Tratamento Térmico dos aços: Recozimento, Normalização, Têmpera e Revenido**, Acessado em 08/08/2012 <http://www.spectru.com.br/Metalurgia/diversos/tratamento.pdf>.

TAIT, R. B. e PRESS, J.; **An Experimental Study of the residual stresses, and their alleviation, in tube to tube-sheet welds of industrial boilers**, Engineering Failure Analysis 8, p.15-27, 2001.

Tenaris Confab. Acessado em 23/05/2012: [http://www.tenaris.com/TenarisConfab/pt/files/proc\\_saw\\_long.pdf](http://www.tenaris.com/TenarisConfab/pt/files/proc_saw_long.pdf).

VAN HOUTTE, P. E DE BUYSER, L.; **The Influence of Crystallographic Texture on Diffraction Measurements of Residual Stress**, Department of Metallurgy and Materials Engineering, Katholieke University Leuven, Belgium. Aeta metall, mater. Vol. 41, No, 2, p. 323-336, 1993.

VIANA, C. S. C.; **Texturas Cristalográficas**, 2002, Rio de Janeiro, Brasil.

VIANA, C. S. C.; LOPES, A. M.; **Texturas de transformação de fases**, 2003, Rio de Janeiro, Brasil.

VIEIRA, R. D.; **Processos de fabricação de tubos**, Departamento de Engenharia da PUC-RJ, 2001.

WITHERS, P. J., e BHADSHIA, H. K. D. H.; **Residual Stress, Measurement techniques – Part 1**, Materials Science and Technology, Vol. 17, 2001.