

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS, METALÚRGICA E
DE MATERIAIS - PPGE3M

**ESTUDO DE DISTORÇÃO DE BARRAS CILÍNDRICAS DE AÇO ABNT 1045 EM UMA
ROTA DE FABRICAÇÃO ENVOLVENDO TREFILAÇÃO COMBINADA E TÊMPERA
POR INDUÇÃO.**

Rafael Menezes Nunes

Tese de Doutorado

Orientador: Alexandre da Silva Rocha – PPGE3M - UFRGS
Co-orientador: Thomas Georg Karl Hirsch – IWT – Universität Bremen

Porto Alegre, Agosto de 2012

Rafael Menezes Nunes

Estudo de distorção de barras cilíndricas de aço ABNT 1045 em uma rota de fabricação envolvendo trefilação combinada e têmpera por indução.

Tese apresentada como requisito para obtenção do título de Doutor pelo Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M - UFRGS.

Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha
Orientador
Departamento de Metalurgia – UFRGS

Priv.-Doz. Dr.-Ing. Thomas Georg Karl Hirsch
Co-orientador
Stiftung Institut für Werkstofftechnik – Universität Bremen

Banca Examinadora:

Prof. DSc. Carlos Augusto Silva de Oliveira
Universidade Federal de Santa Catarina - UFSC

Prof. Dr. Mário Wolfart Jr.
Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Rio Grande do Sul – IFRS

Prof. Dr. Thomas Gabriel Rosauo Clarke
Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS

Prof. Dr. TELMO ROBERTO STROHAECKER
Coordenador PPGE3M-UFRGS

Porto Alegre, 28 de Agosto de 2012

Todos os direitos reservados. É proibida a reprodução total ou parcial do trabalho sem autorização da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, do autor e do orientador.

Rafael Menezes Nunes possui graduação em Engenharia Metalúrgica pela Universidade Federal do Rio Grande do Sul (2006) e mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais pela Universidade Federal do Rio Grande do Sul (2008).

Ficha Catalográfica

Nunes, Rafael Menezes

Estudo de distorção de barras cilíndricas de aço ABNT 1045 em uma rota de fabricação envolvendo trefilação combinada e têmpera por indução. / Rafael Menezes Nunes. -- 2012.

219 f.

Orientador: Alexandre da Silva Rocha.

Coorientador: Thomas Georg Karl Hirsch.

Tese (Doutorado) -- Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Escola de Engenharia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Porto Alegre, BR-RS, 2012.

1. Trefilação combinada; 2. Tensões residuais; 3. Distorção; 4. Têmpera por indução; 5. Difração de raios-X; 6. Difração de nêutrons. I. Rocha, Alexandre da Silva, coorient. Hirsch, Thomas Georg Karl,

"A coisa mais indispensável a um homem é reconhecer o uso que deve fazer do seu próprio conhecimento" (Platão)

Agradecimentos

A minha família por ter prestado total apoio em todas as etapas do trabalho e também a minha namorada Aline Martinez por todos os momentos.

Agradeço aos Professores orientadores Alexandre Rocha e Thomas Hirsch pela confiança, pela ajuda e pelos conhecimentos transmitidos em todos os momentos deste trabalho.

A banca de avaliação da tese, e a banca do exame de qualificação pelas contribuições prestadas.

Aos professores Afonso Reguly, Carlos Fortis e Telmo Strohaecker pelo apoio prestado.

A todo pessoal que tem envolvimento direto no projeto BRAGECRIM pertencentes ao grupo de engenharia de superfícies do LdTM, Juliana, Marcelo, Marcus, Tiago e Tomaz.

Ao pessoal do laboratório de física analítica do IWT, em especial ao Alexander Kohl, Jérémy Epp e Radik Safin.

A todos do laboratório de conformação mecânica da UFRGS, em especial ao Luis Eduardo e Marco Aurélio e Agatha pelo apoio prestado.

Ao pessoal do grupo de ensaios não destrutivos do LAMEF pela contribuição e ajuda essencial, em especial ao Carlos Martins, Thomas Clarke e Toni.

A todos funcionários do PPGE3M, em especial, a Beatriz Ferraz.

Aos amigos alemães Holger Morstein e Isabella Petavakris pela amizade e ajuda dada na cidade de Bremen - Alemanha.

A CAPES, pelo apoio financeiro durante o projeto, com o financiamento de meus estudos, incluindo duas bolsas de estágio sanduiche no exterior, e financiamento do projeto 001-09 "Investigation and improvement of a manufacturing process chain from cold drawing processes to induction hardening" do programa BRAGECRIM, em parceria com o DFG - Deutsche Forschungsgemeinschaft, CNPq e FINEP.

Ao Helmholtz-Zentrum Berlin (HZB) – Alemanha por ter cedido os difratômetros de medição de tensões residuais por difração de radiação síncrotron e difração de nêutrons, propostas MAT-01-2501, MAT-01-2820 e MAT-01-3080, em especial, um agradecimento ao Dr. Robert Wimpory.

Resumo

Nunes, Rafael Menezes. **Estudo de distorção de barras cilíndricas de aço ABNT 1045 em uma rota de fabricação envolvendo trefilação combinada e têmpera por indução**. Porto Alegre, 2011. 219p. Tese de Doutorado - Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M - UFRGS.

As distorções de forma de componentes mecânicos, que ocorrem durante a fabricação, constituem um sério problema enfrentado pela indústria metal-mecânica. Neste trabalho, avaliou-se uma rota de fabricação de barras de aço ABNT 1045 envolvendo os processos de trefilação, alívio de tensões e têmpera por indução utilizando-se uma visão holística do processo. Após um estudo detalhado, variou-se 5 parâmetros do processo, sendo eles: corrida, ângulo de fieira, ângulo de endireitamento, temperatura de alívio de tensões e profundidade de camada temperada. Caracterizou-se as tensões residuais, em todas as etapas do processo, utilizando-se as técnicas de difração de raios-X, difração de nêutrons e difração de radiação Síncrotron, bem como, a microestrutura do material. Após as etapas de trefilação combinada e tratamento térmico avaliou-se as distorções de forma, utilizando-se um equipamento de medição por coordenadas e posteriormente calculou-se os vetores distorção. Os dados obtidos foram analisados utilizando-se o software Minitab® através da montagem de uma matriz DoE (Design of Experiments). A partir dos resultados obtidos, avaliou-se quais etapas do processo induzem maior "potencial de distorção" nos componentes.

A partir das medições de tensões residuais foi obtida uma visão detalhada de como estas tensões residuais se distribuem no material após cada etapa do processo, os dados mostram diferenças significativas ao longo das posições periféricas nas etapas de pré-endireitamento e trefilação. Dados apontam que a distribuição da zona de segregação é responsável pelo comportamento diferente nas duas corridas analisadas em relação às distorções. As tensões residuais geradas no endireitamento do fio-máquina são responsáveis por causar heterogeneidades no material e induzem um alto "potencial de distorção". Nos parâmetros de processo estudados as deformações induzidas no processo de trefilação não foram capazes de eliminar as distribuições heterogêneas de tensões residuais geradas no pré-endireitamento, porém utilizando-se o ângulo de fieira de 15° houve uma diminuição da distorção após a têmpera por indução. Após o processo de endireitamento por rolos cruzados (PERC) a distribuição das tensões residuais na superfície é mais homogênea para os ângulos de ferramenta avaliados neste trabalho (16° e 18°), entretanto existem diferenças

significativas na distribuição de tensões residuais no núcleo do material, e estas diferenças são umas das causadoras das distorções após o processo de têmpera por indução.

Palavras-chave

Trefilação combinada; tensões residuais, distorção, têmpera por indução, difração de raios-X, difração de nêutrons.

Abstract

Nunes, Rafael Menezes. **Estudo dos Mecanismos de Distorção de Forma em uma Rota de Fabricação do Processo de Trefilação a Frio a Têmpera por Indução de Barras Cilíndricas em Aço ABNT 1045**. Porto Alegre, 2011. 219p. Tese de Doutorado - Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M - UFRGS.

Shape distortions are a serious problem in the metalworking industry, distortion due to heat treatment is responsible for additional and cost machining operations. Minimizing or even avoiding heat treatment distortion is one of the key factors to minimize production costs. In the past, investigations had focused on single effects or isolated parameters steps in a manufacturing chain. It is well established now that each step of the process chain generates a “distortion potential” and a new global approach, treating distortion as a system attribute, analyzing the entire manufacturing chain from steelmaking to heat treatment process is necessary. The main idea of distortion engineering is that all steps of the manufacturing chain together contribute to the final distortion behavior. In this work, a steel route of combined cold-drawing process to induction hardening of ABNT 1045 steel bars was investigated. The residual stresses characterizations were carried out using X-ray diffraction, neutron diffraction and synchrotron diffraction methods. The identification and interaction between factors on distortion behavior was carried out using statistical analysis, with the aid of DoE (Design of Experiments). For the DoE method the number of causes that can be considered were 5 parameters of the process, including: different batches, drawing angle, PERC angle, stress relief temperature and induction hardening depth. From the results obtained, the evaluation of which steps in the process induce higher "distortion potential" during the various steps of the process was carried out. From the measurements of residual stresses a detailed view of how these residual stresses are distributed for material in each step of the process was obtained, the results show significant differences along the peripheral positions in the pre-straightening and drawing stages. The experimental results indicate the microstructure of the material, wire rod geometry and the die angle process parameters as main "distortion potentials".

Key words

Combined wire drawing; residual stresses, “distortion potential”, X-ray diffraction, Neutron diffraction, distortion, induction hardening.

Sumário

1 - ESTRUTURA DO TRABALHO	1
2 - INTRODUÇÃO	2
2.1. INTRODUÇÃO.....	2
2.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS	4
3 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	5
3.1. PROCESSOS DE MANUFATURA – TREFILAÇÃO COMBINADA	5
3.1.1. <i>Pré-endireitamento</i>	6
3.1.1.1. Tensões no processo de pré-endireitamento	7
3.1.2. <i>Jateamento com granalhas</i>	9
3.1.3. <i>Trefilação</i>	10
3.1.3.1. Tensões no processo de Trefilação.....	13
3.1.3.2. Parâmetro Δ	14
3.1.4. <i>Polimento e endireitamento por rolos cruzados (“PERC”)</i>	17
3.2. TENSÕES RESIDUAIS – CONCEITOS FUNDAMENTAIS E ORIGENS	20
3.3. TENSÕES RESIDUAIS – MÉTODOS DE MEDIÇÃO - DIFRAÇÃO DE RAIOS-X.....	23
3.3.1. <i>Métodos utilizados para definir a largura e localização do pico de difração</i> ..	26
3.3.2. <i>Modelo de tensões plano elásticas</i>	29
3.3.3. <i>Fontes de erro na técnica de difração de raios-X</i>	30
3.4. TENSÕES RESIDUAIS – MÉTODOS DE MEDIÇÃO - DIFRAÇÃO DE NÊUTRONS	32
3.5. TENSÕES RESIDUAIS – MÉTODOS DE MEDIÇÃO - DIFRAÇÃO DE RADIAÇÃO SÍNCROTRON	34
3.6. DISTORÇÕES DE FORMA EM PROCESSOS DE FABRICAÇÃO.....	37
3.6.1. <i>Fatores relacionados a distorções de forma – Portadores de distorção</i>	40
3.6.2. <i>Mecanismos de distorção em processos de fabricação e tratamentos térmicos e controle de distorção</i>	44
3.6.1. <i>Mecanismos de geração de tensões residuais após a têmpera por indução</i> . 46	
3.6.2. <i>Distorções de forma em têmpera por indução</i>	48
3.7. CARACTERIZAÇÃO DE DISTORÇÕES DE FORMA - METROLOGIA E MEDIÇÃO POR COORDENADAS – MMC	49
3.8. ANÁLISE ESTATÍSTICA DE DADOS EXPERIMENTAIS - PLANEJAMENTO DE EXPERIMENTOS – DESIGN OF EXPERIMENTS – DoE.....	50
4 - METODOLOGIA	53
4.1. INTRODUÇÃO.....	53
4.2. ROTA DE FABRICAÇÃO ESTUDADA.....	53

4.3. RETIRADA DE AMOSTRAS	55
4.4. PARÂMETROS DE CADA CORRIDA.....	56
4.5. ABORDAGEM ORIENTADA PARA O CONTROLE DE DISTORÇÃO DE COMPONENTES DE AÇO	56
4.6. CARACTERIZAÇÃO MECÂNICO METALÚRGICA.....	58
4.7. ANÁLISE DIMENSIONAL.....	61
4.7.1. <i>Cálculo do vetor distorção em componentes cilíndricos</i>	61
4.8. MEDIÇÕES DE TENSÕES RESIDUAIS POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-X	66
4.9. MEDIÇÕES DE PERFIS DE TENSÕES RESIDUAIS	69
4.9.1. <i>Avaliação de tensões residuais – aspectos gerais</i>	73
4.9.2. <i>Método de remoção de camadas</i>	76
4.10. ANÁLISE ESTATÍSTICA DO PROCESSO.....	77
5 – RESULTADOS EXPERIMENTAIS	79
5.1. COMPOSIÇÃO QUÍMICA, DUREZA E DISTRIBUIÇÃO DE ELEMENTOS DE LIGA	79
5.1.1. <i>Análise metalográfica da matéria-prima</i>	82
5.1.2. <i>Análise metalográfica e de dureza de amostras após o processo de têmpera por indução</i>	85
5.2. ANÁLISE DE TENSÕES RESIDUAIS.....	87
5.2.1. <i>Tensões residuais superficiais – fio-máquina</i>	89
5.2.2. <i>Tensões residuais – Pré-endireitamento</i>	89
5.2.3. <i>Tensões residuais superficiais – Jateamento</i>	90
5.2.4. <i>Tensões residuais – Trefilação</i>	93
5.2.4.1. <i>Tensões residuais superficiais</i>	93
5.2.4.2. <i>Perfis de tensões residuais - trefilação:</i>	95
5.2.5. <i>Tensões residuais - PERC</i>	98
5.2.5.1. <i>Perfis de tensões residuais após o processo de PERC</i>	103
5.2.6. <i>Tensões residuais superficiais – Alívio de tensões</i>	106
5.2.7. <i>Tensões residuais – Têmpera por indução</i>	107
5.2.7.1. <i>Avaliação de tensões residuais superficiais após o processo de têmpera por indução</i>	107
5.2.7.2. <i>Avaliação de perfis de tensões residuais após o processo de têmpera por indução</i>	111
5.3. TENSÕES RESIDUAIS NA CEMENTITA.....	118
5.4. ANÁLISE DIMENSIONAL – MMC	119
5.4.1. <i>Análise geral de distorção – Trefilação</i>	119
5.4.2. <i>Análise da mudança de diâmetro da barra na rota de fabricação envolvendo os processos de trefilação, alívio de tensões e têmpera por indução</i>	122
5.4.3. <i>Análise da mudança de diâmetro e distorções das barras na rota de fabricação envolvendo os processos de PERC, alívio de tensões e têmpera por indução</i>	124
5.5. ANÁLISE ESTATÍSTICA DE DADOS EXPERIMENTAIS.....	130
6 - DISCUSSÃO	137

6.1. INTRODUÇÃO.....	137
6.2. IDENTIFICAÇÃO DOS PORTADORES DE “POTENCIAIS DE DISTORÇÃO”	138
6.2.1. <i>Distribuição da microestrutura e elementos de liga</i>	139
6.2.1.1. Conclusões parciais.....	140
6.2.2. <i>Distribuição das tensões residuais</i>	140
6.2.2.1. Fio-máquina.....	141
6.2.2.2. Pré-endireitamento	141
6.2.2.3. Jateamento.....	144
6.2.2.4. Trefilação.....	146
6.2.2.5. PERC.....	154
6.2.2.6. Tratamentos térmicos	164
6.2.2.7. Conclusões parciais.....	166
6.2.3. <i>Geometria do componente</i>	168
6.2.3.1. Conclusões parciais – geometria do componente	172
6.3. ANÁLISE ESTATÍSTICA	173
6.4. EFEITOS DOS “POTENCIAIS DE DISTORÇÃO” NAS MUDANÇAS DE FORMA	174
6.4.1. <i>Conclusões parciais - efeitos dos “potenciais de distorção” nas mudanças de forma</i>	176
6.5. PROCESSO DE MANUFATURA – EFEITOS DOS PARÂMETROS DE PROCESSO	176
6.5.1. <i>Conclusões parciais - processo de manufatura – efeitos dos parâmetros de processo</i>	178
6.6. RECOMENDAÇÕES TECNOLÓGICAS PARA CONTROLE DE DISTORÇÕES EM ROTAS DE FABRICAÇÃO ENVOLVENDO O PROCESSO DE TREFILAÇÃO E TÊMPERA POR INDUÇÃO.....	179
7 - CONCLUSÕES.....	181
8 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	183
9 - REFERÊNCIAS	184

Lista de figuras

Figura 2-1 – Exemplo de uma rota de fabricação simplificada de eixos automotivos produzidos a partir de barras trefiladas.....	3
Figura 3-1 - Etapas do processo de trefilação combinada de barras de aço. Fonte: Nunes, (2008a). 5	5
Figura 3-2 - Bobinas de Fio-máquina. Fonte: allproducts.com, (2010).	5
Figura 3-3 - Rolos de endireitamento, d_r = diâmetro do rolo, h = fator de endireitamento, L_r =distância entre dois rolos. Fonte: Yoshida e Sugiyama (2009).....	7
Figura 3-4 - Geração de tensões residuais durante o endireitamento de um cilindro. Fonte: Wang, (2002).	9
Figura 3-5 - Princípio básico do jateamento com granalhas. Fonte: Fitzpatrick e Lodini, (2003).	10
Figura 3-6 - Vista lateral em corte de uma fieira de trefilação. Fonte: Dieter et al., (2003).	12
Figura 3-7 - Tensões e esforços presentes na ferramenta de trefilação.	13
Figura 3-8 - Representação da ferramenta de trefilação (fieira). 2α – ângulo de trabalho; d_i – diâmetro inicial; d_f diâmetro final; L – comprimento de contato entre o material a ser deformado e a ferramenta.	14
Figura 3-9 - Endireitamento e polimento por rolos cruzados.	19
Figura 3-10 – Endireitamento e polimento por rolos cruzados. Fonte: Yoshimura et al., (2009).	19
Figura 3-11 – Superposição de tensões residuais e tensões de serviço em um componente mecânico. Fonte: Lodini, (2003).	20
Figura 3-12 – A relação entre temperatura, tensões e microestrutura. Fonte: Adaptado de Bhadeshia, (2002).	22
Figura 10-4 – Espalhamento e difração de raios-X em um arranjo cristalino. Fonte: Fitzpatrick e Fry, (2005).	24
Figura 10-5 – (A-B) - Princípios de medição por difração de raios-X. Fonte: Prevéy, (1986).	25
Figura 10-6 – Determinação da largura a meia altura (L.M.A) em um pico de difração.	27
Figura 10-7 – Método de determinação da largura do pico de difração a partir do cálculo da integral.2	
Figura 10-8 – Aspecto dos picos de difração para vários níveis de dureza, aço (211) radiação de $Cr-K\alpha$ pico em $156,0^\circ$. (A) - totalmente recozido, (B) e (C), a dureza intermediária; (D) - completamente endurecido.	29
Figura 10-9 - Modelo de tensões elásticas plano. Adaptado de Prevéy, (1986).	30
Figura 10-10 - Desenho esquemático do instrumento para medição de tensões residuais por difração de nêutrons, 1 = monocromador, 2 = abertura do feixe incidente, 3 = amostra, 4 = máscara feixe difratado, 5 = detector.	33
Figura 10-11 – Posição da amostra na medição de tensões residuais por difração de nêutrons na direção longitudinal e radial, definição do volume de análise.	34

Figura 10-12 – Desenho esquemático da geração de radiação síncrotron.....	35
Figura 3-13 – Barras antes (A) e após (B) o tratamento térmico de têmpera por indução. Fonte: Surm, (2007).....	38
Figura 3-14 – Metodologia aplicada pelo SFB570 para investigação de distorções. Fonte: Adaptado de Zoch, (2012).	39
Figura 3-15 - Diagrama espinha de peixe das influências na distorção pré e pós tratamento térmico de componentes mecânicos durante uma rota de fabricação. Fonte: Adaptado de MacKenzie, (2005).	41
Figura 3-16 – (A) Micrografia da zona de segregação, (B) Análise do alinhamento da zona de segregação utilizando a técnica de análise por tons de cinza. Fonte: Prinz et al., (2009)	42
Figura 3-17 – Componente cilíndrico cementado assimetricamente, 940°C, 135 min. Fonte: Lübben, (2007).	43
Figura 3-18 - Mecanismos de distorção devido a tratamentos térmicos. Adaptado de: Heeß (1997).43	
Figura 3-19 – (A) Exemplo de um equipamento para aplicação de um “potencial de compensação” no resfriamento de um anel cilíndrico na etapa de têmpera, (B) equipamento de controle de distorção em um disco. Adaptado de: Surm (2007).	45
Figura 3-20 – Exemplo de aplicação de um “potencial de compensação” no resfriamento após o tratamento térmico. Adaptado de: Lübben (2007).....	46
Figura 10-2 - Distribuição de tensões residuais após a têmpera por indução. T.R. Max = Tensões Residuais máximas. Fonte: Adaptado de Rudnev, (2003).....	47
Figura 10-3 - Indução padrão de aquecimento produzido em uma barra redonda colocada no centro da bobina (A) e fora do centro da bobina de indução (B).	49
Figura 4-1 – Desenho esquemático do equipamento de pré-endireitamento horizontal.....	55
Figura 4-2 – Desenho esquemático do conjunto de rolos de pré-endireitamento vertical.....	55
Figura 4-3 – Cadeia de processo completa, trefilação combinada, preparação de amostras, alívio de tensões e têmpera por indução.	56
Figura 4-4 – Sistema de orientação das amostras em relação ao maquinário para a etapa de trefilação combinada.	57
Figura 4-5 – Curva de aquecimento e pressão de nitrogênio no processo de alívio de tensões, 600°C - 1 hora.	57
Figura 4-6 – Vista do equipamento de têmpera por indução (A) – SINAC 200/300 S FMC, e detalhe da câmara de trabalho (B), IWT - Bremen.	58
Figura 4-7 – Curva tensão x deformação nominal para a corrida A e corrida B.....	59
Figura 4-8 – Descrição quantitativa C-K α obtidos por microsonda com um feixe de 20 μ m e uma tensão de 15 KV em uma área de 1000x100 pontos, corrida A.	60
Figura 4-9 - Descrição quantitativa Mn-K α obtidos por microsonda com um feixe de 20 μ m e uma tensão de 15 KV em uma área de 1000x100 pontos, corrida A e B.....	60
Figura 4-10 – Cálculo da circularidade (A) e representação do vetor distorção C (B).	63
Figura 4-11 – Cálculo do vetor distorção ΔC , a partir da soma do vetor após o processo de fabricação \vec{C}_t e do vetor após o tratamento térmico \vec{C}_h	63

Figura 4-12 – Foto esquemática do equipamento de medição tridimensional, ajuste da posição zero e alinhamento: 1 - esfera padrão, 2 amostra de 400 mm, 3 – Apalpador padrão, 4 - sistema de fixação das amostras, 5 – sensor apalpador Zeiss modelo Vast XT.	64
Figura 4-13 – Valores médios e desvio padrão das distorções e ângulo de distorção para uma amostra padrão medida em dois equipamentos distintos, Zeiss Contura G2 e Leitz PMM 654.65	
Figura 4-14 – Equipamento de medição tridimensional, Zeiss Contura G2.	65
Figura 4-15 – Equipamento de medição tridimensional do IWT, Leitz modelo PMM 654.	65
Figura 4-16 – Elementos principais do equipamento de difração de raios-X GE® Inspection Technologies, modelo Analytical X-ray MZ VI E.	66
Figura 4-17 – Direções de medição de tensões residuais em barras cilíndricas, direções: Radial, Longitudinal e Tangencial.....	68
Figura 4-18 – Desenho esquemático da posição das medições de tensões residuais ao longo de uma amostra de 200 mm (A) e amostra de 120 mm (B).	68
Figura 4-19 – Regiões da amostra analisadas nas técnicas de difração de raios-X e difração de nêutrons e difração de radiação síncrotron.	70
Figura 4-20 – Secção longitudinal, ilustrativa, na amostra mostrando os volumes de análise no sentido radial em uma medição utilizando a técnica de difração de nêutrons, volume de análise de 1 mm x 1 mm x 1 mm.....	71
Figura 4-21 – Montagem da amostra no equipamento para medição de tensões residuais radiais e tangenciais na técnica de difração de nêutrons no reator nuclear BER II do HZB, 1 – Amostra, 2 – Abertura primária do feixe de nêutrons, 3 – Abertura secundária.	71
Figura 4-22 – Detalhe experimental do equipamento de determinação de tensões residuais com radiação síncrotron, estágio X-Y com um difratômetro Θ - Θ e o estágio de 4 eixos.	72
Figura 4-23 – Polinômio descritivo das tensões residuais na Cementita.	75
Figura 5-1 - Distribuição de dureza em uma seção transversal radial (ângulo de ferramenta de 15°), corrida A.	80
Figura 5-2 - Distribuição de dureza em uma seção transversal radial (ângulo de ferramenta de 20°), corrida A.	80
Figura 5-3 - Média de dureza em uma seção transversal radial (ângulo de ferramenta de 20°), corrida A.	81
Figura 5-4 - Média de dureza em uma seção transversal radial (ângulo de ferramenta de 15°), corrida A.	82
Figura 5-5 - Micrografia da matéria-prima, ataque Nital 2%, Corrida A.	83
Figura 5-6 – Micrografia da matéria-prima, ataque Nital 2%, Corrida B.	83
Figura 5-7 - Micrografia da matéria-prima, sem ataque, Corrida A.	84
Figura 5-8 - Micrografia da matéria-prima, sem ataque, Corrida B.	84
Figura 5-9 – Macrografia, corrida B, ataque 50% de HCl.	84
Figura 5-10 - Macrografia, corrida A, ataque 50% de HCl.	84
Figura 5-11 – Macrografia, corrida A, ataque 50% de HCl.	85
Figura 5-12 - Macrografia, corrida B, ataque 50% de HCl.	85

Figura 5-13 – Macrografia da amostra temperada por indução 0,63 mm, ataque Nital 2%.....	86
Figura 5-14 – Micrografia da amostra temperada por indução 0,63 mm, ataque Nital 2%.....	86
Figura 5-15 - Macrografia da amostra temperada por indução 1,1 mm, ataque Nital 2%.....	86
Figura 5-16 - Macrografia da amostra temperada por indução 1,1 mm, ataque Nital 2%.....	86
Figura 5-17 – Medições de microdureza Vickers na camada temperada por indução, carga 1000g – HV ₁ e caracterização da profundidade de têmpera conforme a norma DIN 17022-3, (1989). ..	87
Figura 5-18 – Distribuição de tensões residuais longitudinal, radial e transversal para a posição central de uma amostra trefilada com ângulo de fieira de 20°, Corrida B – caracterização por difração de nêutrons.....	88
Figura 5-19 – Tensões Residuais longitudinais superficiais e L.M.A médio para cada posição axial no fio-máquina, Corrida B, medições por DRX.....	89
Figura 5-20 – Tensões residuais longitudinais superficiais no fio-máquina pré-endireitado, medições realizadas pelo método de difração de raios-X, corrida A.....	90
Figura 5-21 – Campo de tensões residuais longitudinais, medidos por difração de raios-X a 1800 μm, e campo de tensões residuais a uma profundidade média de 2000 μm medidos por difração de nêutrons no fio-máquina jateado.....	91
Figura 5-22 – Comportamento das tensões residuais no fio-máquina jateado em uma profundidade de 1800 μm.....	92
Figura 5-23 – Perfis normalizados de tensões residuais longitudinais, transversais e radiais como função de r ² (direção axial) e r (direção transversal e radial) para uma amostra após o jateamento.....	92
Figura 5-24 - Tensões residuais longitudinais superficiais nas oito posições periféricas analisadas para a amostra após o processo de trefilação com ângulo de 20°, Corrida A.....	94
Figura 5-25 - Tensões residuais longitudinais superficiais nas oito posições periféricas analisadas para a amostra após o processo de trefilação com ângulo de fieira de 15°, Corrida A.....	94
Figura 5-26 - Tensões residuais longitudinais superficiais nas seis posições periféricas analisadas para a amostra após o processo de trefilação com ângulo de fieira de 15°, Corrida B.....	95
Figura 5-27 - Perfis de tensões residuais longitudinais em relação à posição periférica, barra trefilada com ângulo de 15°, Corrida B, caracterização por difração de raios-X com remoção de camadas.....	96
Figura 5-28 - Perfis de tensões residuais, longitudinal, transversal e radial, obtidos por difração de nêutrons. Ângulo de fieira de 15°, Corrida A.....	97
Figura 5-29 - Perfis de tensões residuais, longitudinal, transversal e radial obtidos por difração de nêutrons, parâmetros do processo: ângulo de fieira 20°, Corrida A.....	98
Figura 5-30 - Tensões residuais longitudinais superficiais nas oito posições periféricas analisadas para a amostra após o processo de PERC, parâmetros do processo: Fieira 15° - PERC 16°, Corrida A.....	99
Figura 5-31 – Tensões residuais tangenciais superficiais, para a amostra após o processo de PERC, parâmetros de processo – Fieira 15° - PERC 16°, Corrida A.....	100
Figura 5-32 - Tensões residuais longitudinais superficiais nas 8 posições periféricas analisadas	

para a amostra após o processo de PERC, parâmetros de processo – Fieira 15° - PERC 18°, Corrida A.....	100
Figura 5-33 - Tensões residuais longitudinais superficiais nas 8 posições periféricas analisadas para a amostra após o processo de PERC, parâmetros de processo – Fieira 15° - PERC 18°, Corrida B.....	101
Figura 5-34 - Tensões residuais longitudinais superficiais nas 8 posições periféricas analisadas para a amostra após o processo de PERC, parâmetros de processo: Fieira 20° - PERC 16°, Corrida A.....	102
Figura 5-35 – Tensões residuais superficiais nas 8 posições periféricas analisadas para a amostra após o processo de PERC, parâmetros do processo : Fieira 20° - PERC 18°, Corrida A.....	103
Figura 5-36 - Perfis de Macro tensões residuais longitudinal, transversal e radial, normalizados, parâmetros de processo: PERC 16° - Fieira 15°, Corrida A.	104
Figura 5-37 - Perfis de Macro tensões residuais axial, transversal e radial, normalizados, parâmetros de processo: PERC 16° - Fieira 20°, Corrida A.	105
Figura 5-38 - Perfis de Macro tensões residuais longitudinal, transversal e radial, normalizados, parâmetros de processo: PERC 18° - Fieira 15°, Corrida A.	105
Figura 5-39 - Perfis de Macro tensões residuais longitudinal, transversal e radial, normalizados, parâmetros de processo: PERC 18° - Fieira 20°, Corrida A.	106
Figura 5-40 – Tensões residuais superficiais após o alívio de tensões, temperatura de 600°C, uma hora, em uma barra após o processo de PERC 16° - barra previamente trefilada com ângulo de fieira de 20°, corrida A, caracterização por DRX.....	107
Figura 5-41 - Tensões residuais longitudinais superficiais na barra temperada por indução com camada de 0,63 mm obtidos por difração de raios-X, parâmetros de processo: ângulo de fieira de 20° e ângulo de PERC de 16°.....	108
Figura 5-42 - Tensões residuais longitudinais superficiais na barra temperada por indução com camada de 1,1 mm obtidos por difração de raios-X, parâmetros de processo: ângulo de fieira de 20° e ângulo de PERC de 16°.....	110
Figura 5-43 – Tensões residuais superficiais longitudinais e tangenciais em uma amostra temperada por indução, camada 1,1 mm.....	110
Figura 5-44 – Largura a meia altura (L.M.A) superficial em torno da periferia de uma amostra temperada por indução com 1,1 mm de camada.....	111
Figura 5-45 - Perfis de tensões residuais longitudinais obtidos por difração de raios-X, após o processo de têmpera por indução, parâmetros de processo: ângulo de fieira de 20° e ângulo de PERC de 16° camada de 0,63 mm.	112
Figura 5-46 - Perfis de tensões residuais longitudinais obtidos por difração de raios-X, após o processo de têmpera por indução, camada de 1,1 mm, parâmetros de processo: ângulo de fieira de 20° e ângulo de PERC de 16°.....	113
Figura 5-47 – Perfis de tensões Residuais e área do pico de difração de uma amostra temperada por indução com camada de 1,1 mm, medições realizadas por difração de radiação síncrotron	

(DRS) e difração de raios-X (DRX).	115
Figura 5-48 - Perfis de tensões residuais longitudinais medidos por difração de radiação síncrotron (DRS) e largura integrada do pico de difração (IB) de uma amostra temperada por indução com camada 0,63 mm.	116
Figura 5-49 – Perfis de tensões residuais longitudinal, transversal e radial para uma barra após o processo de têmpera por indução com camada de 0,63 mm, caracterização por difração de nêutrons.	117
Figura 5-50 – Distorções medidas após a etapa de trefilação, ângulos de fieira de 15° e 20°, Corrida A.	120
Figura 5-51 – Ângulos no plano X-Y das distorções após a etapa de trefilação, Corrida A.	120
Figura 5-52 - Deflexão do vetor distorção para amostras após o processo de PERC com ângulos de 16° e 18°, amostras de 200 mm previamente trefiladas com ângulo de fieira de 20°.	121
Figura 5-53 - Deflexão do vetor distorção para amostras após o processo de PERC com ângulos de 16° e 18°, amostras de 200 mm previamente trefiladas com ângulo de fieira de 15°.	122
Figura 5-54 – Rota de processamento analisada, variações de parâmetros na trefilação, alívio de tensões e têmpera por indução.	123
Figura 5-55 - Mudança de diâmetro média após o processo de trefilação, parâmetros de processo: ângulo de fieira de 15°, alívio de tensões e têmpera por indução - 0,63 mm.	123
Figura 5-56 - Mudança de diâmetro média após o processo de trefilação, parâmetros de processo: ângulo de fieira de 20°, alívio de tensões e têmpera por indução – 0,63 mm.	123
Figura 5-57 – Diagrama da variação das tensões residuais e do diâmetro para os processos de trefilação, alívio de tensões e têmpera por indução.	124
Figura 5-58 – Variação de distorção após o processo de alívio de tensões para a corrida A.	125
Figura 5-59 – Distorção média após a têmpera por indução para as duas corridas analisadas, A e B em função dos ângulos de fieira e ângulo de PERC respectivamente.	126
Figura 5-60 – Diâmetros médios após o processo de trefilação, alívio de tensões e têmpera por indução em amostras após o processo de PERC com ângulo de 16° e ângulo de fieira de 15°.1	
Figura 5-61 - Diâmetros médios após o processo de trefilação, alívio de tensões e têmpera por indução em amostras após o processo de PERC com ângulo de 18° e ângulo de fieira de 15°.1	
Figura 5-62 - Diâmetros médios após o processo de trefilação, alívio de tensões e têmpera por indução em amostras após o processo de PERC com ângulo de 16° e ângulo de fieira de 20°.1	
Figura 5-63 - Diâmetros médios após o processo de trefilação, alívio de tensões e têmpera por indução em amostras após o processo de PERC com ângulo de 18° e ângulo de fieira de 20°.1	
Figura 5-64 - Diagrama da variação das tensões residuais e do diâmetro para os processos de trefilação, PERC, alívio de tensões e têmpera por indução.	128
Figura 5-65 – Distorção média após o processo de têmpera por indução com camada de 0,63 mm, corrida A.	129
Figura 5-66 – Distorção média após o processo de têmpera por indução, ângulo de fieira de 15°, camada temperada de 1,1 mm, corridas A e B.	130
Figura 5-67 – Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados, variável resposta – distorção após o	

processo de trefilação combinada, 98% de significância.....	131
Figura 5-68 – Gráfico de Pareto com interações de segunda ordem para o vetor distorção após a têmpera por indução (97% de significância).	132
Figura 5-69 – Gráfico de Pareto com interações de terceira ordem para o vetor distorção após a têmpera por indução (98% de significância).	133
Figura 5-70 – Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados, interações de 2º ordem, Corrida A e Corrida B, alfa = 0,02.....	134
Figura 5-71 – Gráfico dos efeitos padronizados, interações de 2º ordem, Corrida A e Corrida B, alfa = 0,02.....	135
Figura 5-72 – Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados, interações de 3º ordem, Corrida A e Corrida B, alfa = 0,02.....	135
Figura 5-73 – Gráfico dos efeitos padronizados, interações de 3º ordem, Corrida A e Corrida B, alfa = 0,02.....	136
Figura 5-74 – Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados, variável resposta mudança de diâmetro, significância 98%.	136
Figura 6-1 – Desenho esquemático da bobina de fio-máquina.	142
Figura 6-2 - Zona de penetração de tensões no processo de pré-endireitamento horizontal e vertical partindo-se de uma bobina de fio-máquina.	143
Figura 6-3 - Zona de penetração de tensões no processo de endireitamento. Fonte: adaptado de Yoshida et al., (2010).	143
Figura 6-4 – Diagrama polar das tensões residuais longitudinais médias em função da posição periférica do fio-máquina pré-endireitado e jateado, profundidade de 1800 µm, corrida A.	145
Figura 6-5 – Perfil de tensões residuais longitudinais no fio-máquina jateado, caracterização por difração de nêutrons, dados “como medidos”, corrida A.....	146
Figura 6-6 - Gráfico de Intervalo de Confiança das Médias de tensões residuais longitudinais superficiais ao longo da barra trefilada 20º, N = 208, 95% de confiabilidade, a barra de erros indica o intervalo de confiança, corrida A.....	147
Figura 6-7 – Diagrama polar das tensões residuais longitudinais superficiais médias em função do ângulo periférico para uma amostra trefilada com ângulo de fieira de 20º, medições realizadas por difração de raios-X, corrida A.....	148
Figura 6-8 - Gráfico de Intervalo de Confiança das Médias de tensões residuais longitudinais superficiais ao longo da barra, Trefilada 15º, N = 156, 95% de confiabilidade, Corrida A.	149
Figura 6-9 – Diagrama polar das tensões residuais longitudinais superficiais médias em função do ângulo periférico para uma amostra trefilada com ângulo de fieira de 15º, medições realizadas por difração de raios-X, corrida A.....	150
Figura 6-10 – Perfil de tensões residuais longitudinal para o processo de trefilação com ângulo de fieira de 20º. Corrida B.	151
Figura 6-11 - Perfil de tensões residuais longitudinal para o processo de trefilação com ângulo de fieira de 15º. Corrida B	152
Figura 6-12 – Diagrama polar, amostra após a trefilação, ângulo de fieira de 20º, corrida A.	153

Figura 6-13 – Diagrama polar, após o processo de trefilação, ângulo de fieira de 15°, corrida A. ..	153
Figura 6-14 – Gráfico de Intervalo de Confiança das Médias de tensões residuais longitudinais superficiais ao longo da barra, N = 264, 95% de confiabilidade. Parâmetros: PERC 16 ° - Trefilada 15°, Corrida A.	155
Figura 6-15 - Gráfico de Intervalo de Confiança das Médias de tensões residuais longitudinais superficiais ao longo da barra, N = 264, 95% de confiabilidade. Parâmetros: PERC 16 ° - Trefilada 20°, Corrida A.	155
Figura 6-16 - Gráfico de Intervalo de Confiança das Médias de tensões residuais longitudinais superficiais ao longo da barra, N = 208, 95% de confiabilidade. Parâmetros: PERC 18 ° - Trefilada 15°, Corrida A.	156
Figura 6-17 - Gráfico de Intervalo de Confiança das Médias de tensões residuais longitudinais superficiais ao longo da barra. Parâmetros: PERC 18° - Trefilada 20°, Corrida A, 95% de confiabilidade.....	157
Figura 6-18 – Endireitamento e polimento por rolos cruzados. Adaptado de: (Yoshimura et. al., 2009).....	158
Figura 6-19 – Tensões residuais superficiais médias após a etapa de PERC, Corrida A.....	159
Figura 6-20 - Perfis de tensões residuais longitudinal, transversal e radial, parâmetros: PERC 16° - Fieira 20°, Corrida B.	159
Figura 6-21 - Perfis de tensões residuais longitudinal, transversal e radial, parâmetros: PERC 16° - Fieira 15°, Corrida B.	160
Figura 6-22 – Perfil de tensões residuais longitudinais para uma amostra após o processo de PERC com ângulo de 16° em uma amostra previamente trefilada com ângulo de 20°, corrida B.	161
Figura 6-23 - Perfil de tensões residuais longitudinais para uma amostra após o processo de PERC com ângulo de 16° em uma amostra previamente trefilada com ângulo de 15°, corrida B.	162
Figura 6-24 - Diagrama Polar, amostra trefilada após a última etapa do processo de trefilação combinada, parâmetros: ângulo de fieira de 20° e PERC 16°, corrida A.....	163
Figura 6-25 - Diagrama Polar, amostra trefilada após a última etapa do processo de trefilação combinada, parâmetros: ângulo de fieira de 15° e PERC 16°, corrida A.....	163
Figura 6-26 - Diagrama Polar, amostra trefilada após a Têmpera por indução, parâmetros de processo: camada 1,1 mm, alívio de tensões 600°C, ângulo de fieira de 20° e PERC 16°, corrida A.	165
Figura 6-27 – Diagrama Polar, amostra trefilada após a Têmpera por indução, parâmetros de processo: camada 1,1mm, alívio de tensões 600°C, ângulo de fieira de 15° e PERC 16°, corrida A.	165
Figura 6-28 – Transformada de Fourier dos dados obtidos na análise dimensional para amostras trefiladas com ângulo de fieira de 20° e etapas posteriores.	169
Figura 6-29 - Transformada de Fourier dos dados obtidos na análise dimensional para amostras trefiladas com ângulo de fieira de 15° e etapas posteriores.	170
Figura 6-30 – Médias dos círculos ideais medidos para os processos de trefilação, PERC e têmpera por indução.	172

Figura 6-31 – Variação de distorção nas etapas de fabricação estudadas, AT = Alívio de tensões, TI = Têmpera por indução.	175
Figura 6-32 – Máximas diferenças de tensões residuais superficiais longitudinais e transversais em função das etapas e parâmetros de processo de trefilação combinada.....	178

Lista de tabelas

Tabela 1- Resumo do comportamento de tensões residuais para vários processos de fabricação. Obs: baixa penetração refere-se a menos de 1% de deformação superficial. Fonte: Sinha, (1991)	21
Tabela 2 – Parâmetros do processo de têmpera por indução.	58
Tabela 3 – Parâmetros das amostras analisadas por difração de nêutrons para medição de tensões residuais.	70
Tabela 4 – Variáveis estudadas na rota de fabricação para as corridas Corrida A e Corrida B.	78
Tabela 5 - Composição química das duas corridas analisadas, aço ABNT 1045.	79
Tabela 6 – Médias de tensões residuais na Ferrita e na Cementita medidos por difração de radiação síncrotron.	118
Tabela 7 – Médias de valores de distorção para uma seleção de amostras após os processos de Trefilação e PERC.	122
Tabela 8 – Parâmetros da cadeia de produção analisada.	133
Tabela 9 – Identificação dos “potenciais de distorção” nas diversas etapas do processo de manufatura:.....	175
Tabela 10 – Instrumentos para medição de tensões residuais por difração de nêutrons e localização, levantamento realizado em 2010.	34

Símbolos

(hkl)	Índices de Miller;
A_0	Área inicial do fio-máquina ou barra;
A_1	Área final do fio-máquina ou barra;
A_{c1}	Linha do diagrama Fe_3C ;
AT	Alívio de tensões;
c	Velocidade da luz;
C_h	Vetor distorção após o tratamento térmico;
c^α	Fração da fase α ;
c^β	Fração da fase β ;
C_τ	Vetor distorção após o processo de fabricação;
d	Espaçamento interplanar médio;
d_0	Espaçamento interplanar;
d_f	Diâmetro final;
d_i	Diâmetro inicial;
d_m	Diâmetro médio;
D_r	Diâmetro do rolo de pré-endireitamento;
$d_{\phi,\psi}$	Espaçamento interplanar médio na direção (ϕ, ψ) ;
E	Módulo de Young;
F	Força de trefilação;
h	Fator de endireitamento;
H	Constante de Planck;
H_c	Largura da zona de trabalho da fieira;
HV	Dureza Vickers;
K_{fm}	Resistência ao escoamento média;
L	Tamanho da região de contato entre o metal deformado e a ferramenta;
L_r	Largura entre dois centros dos rolos de pré-endireitamento;
m	Fator de atrito ao cisalhamento;
M	Momento fletor;
n	Número inteiro;
Q	Feixe de nêutrons refratado;
r	Redução de área;
r^2	Direção axial;
R_1	Raio inicial;
r_1	Raio após remoção de camada;
T.R.	Tensões Residuais;
TI	Têmpera por indução;
V^α	Volume ocupado pela fase α ;
V^β	Volume ocupado pela fase β ;
z	Profundidade do furo – método do furo cego;
ΔC	Vetor distorção;
Δ	Parâmetro Delta;
$\Delta\varepsilon$	Deformação residual;
α_e	Ângulo de inclinação do fio-máquina ao entrar na fieira;
α_{opt}	Semi-ângulo ótimo de trabalho da fieira;
α	Semi-ângulo de trabalho da fieira;
β_s	Ângulo de inclinação do fio-máquina na saída da fieira;
β	Semi-ângulo de entrada na fieira;
δ	Ângulo entre o rolo côncavo e o rolo convexo no equipamento de polimento e endireitamento por rolos cruzados;
ε_1	Deformação na direção 1;

ε_2	Deformação na direção 2;
ε_3	Deformação na direção 3;
ε_a	Redução de área;
ε_x	Deformação na direção X;
ε_y	Deformação na direção Y;
ε_z	Deformação na direção Z;
ϕ	Ângulo entre a componente na direção x no plano da superfície e a direção da medida;
γ	Semi-ângulo de saída da feixe;
η	Rotação da amostra em torno do vetor de difração;
λ	Comprimento de onda da radiação;
$\mu(E)$	Coefficiente de absorção linear em função da energia;
μ	Coefficiente de atrito;
μ	Permeabilidade magnética;
ν	Coefficiente de Poison;
θ	Metade do ângulo de difração;
ρ	Resistividade;
σ_1	Tensão na direção principal 1;
σ_{11}	Tensão na direção (1,1);
σ_2	Tensão na direção principal 2;
σ_3	Tensão na direção principal 3;
σ_{33}	Tensão na direção (3,3);
σ_A	Tensões residuais longitudinais;
σ_C	Tensões residuais circunferenciais;
σ^M	Macrotensões;
σ_{max}	Tensão máxima;
σ_{min}	Tensão mínima;
σ_r	Componente de tensão radial;
σ_R	Tensão residual;
σ_S	Tensões de serviço;
σ_t	Tensão de tração;
σ_y	Tensão de escoamento;
σ^α	Tensão da fase α ;
σ^β	Tensão da fase β ;
τ	Esforço devido ao atrito;
τ	Profundidade de penetração;
ψ	Ângulo de inclinação normal à superfície;
ψ	Ângulo entre a direção normal à superfície e a direção da medida;

Abreviações:

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
Aquec.	aquecimento
AISI	American Iron and Steel Institute
ASTM	American Society for Testing and Materials
AT	Alívio de tensões
BRAGECRIM	Brazilian-German Collaborative Research Initiative on Manufacturing Technology
CAPES	Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior
CNPq	Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico
cps	Contagens por Segundo

CRC Collaborative Research Centre
 CVD Chemical vapor deposition
 DFG Deutsche Forschungsgemeinschaft
 DoE Design of experiments
 DRS Difração de radiação síncrotron
 DRX Difração de raios-X
 FEM Método dos elementos finitos
 FFT Transformada rápida de Fourier
 FINEP Financiadora de Estudos e Projetos
 FWHM Full width at half maximum
 HZB Helmholtz-Zentrum Berlin
 IB Largura Integrada
 IDE International Conferences on Distortion Engineering
 IUL Institut für Umformtechnik und Leichtbau
 IWT Stiftung Institut für Werkstofftechnik
 L.M.A Largura a meia altura
 L.M.A Largura a meia altura;
 Lamef Laboratório de Metalurgia Física
 LdTM Laboratório de Transformação Mecânica;
 MMC Máquina de medir por coordenadas
 MPa Mega Pascal
 ODF Função distribuição de orientação
 PCT Profundidade de camada temperada;
 PERC Polimento e endireitamento por rolos cruzados
 Pol. Polinômio
 PPGE3M Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
 Materiais
 PVD Physical vapor deposition
 SFB Sonderforschungsbereich – “Centro de Pesquisa Colaborativa”
 Temp. Temperatura
 TI Têmpera por indução
 UFRGS Universidade Federal do Rio Grande do Sul
 XEC's Constantes elásticas de Raios-X

1- Estrutura do trabalho

O presente trabalho está estruturado da seguinte forma:

- Introdução; apresenta o tema como um todo e sua posição na literatura.
- Estado da arte; apresenta a revisão de literatura, notação dos conceitos e fundamentos teóricos. Tensões residuais e distorção; apresenta os conceitos teóricos e práticos de distorções de forma. Conceitos teóricos de tensões residuais e métodos de medição;
- Metodologia; apresenta a metodologia proposta para o trabalho;
- Resultados; apresenta os resultados experimentais obtidos na pesquisa.
- Discussão de resultados; apresenta uma compilação dos resultados e uma visão do enquadramento dos resultados obtidos na literatura atual.
- Conclusões; apresenta as conclusões a partir dos resultados obtidos;
- Perspectivas e trabalho futuro; apresenta sugestões para continuidade do trabalho proposto e novas linhas de pesquisa para o tema em questão.
- Anexo; apresenta uma revisão bibliográfica a respeito dos tratamentos térmicos de alívio de tensões e têmpera por indução e os métodos de medição de tensões residuais por difração de raios-X, difração de radiação síncrotron e difração de nêutrons.

2 - Introdução

2.1.Introdução

A nova realidade do mercado, aliada à modernização dos processos industriais e à forte competitividade, para se obter um produto com baixo custo e de qualidade, exercem pressão para que sempre se busque um conhecimento profundo e detalhado das etapas envolvidas em um processo de fabricação. O conhecimento de fatores que alteram as propriedades dos produtos semiacabados durante a fabricação é o primeiro passo para a minimização de custos e para a melhoria da qualidade do produto final. A partir do controle de parâmetros de processo, pode-se obter um produto com as propriedades desejadas evitando perda de matéria-prima. Neste contexto, as distorções de forma constituem um sério problema enfrentado pela indústria metal-mecânica. Muitas vezes este tipo de problema é abordado com melhorias apenas no tratamento térmico, ou seja, o processo não é visto como um todo. O estudo das distorções de forma em aços temperados não é usual, apesar de sua importância econômica. Em um levantamento realizado por Zoch, (2006), na Alemanha, no ano de 2005, concluiu-se que apenas na correção de distorções de engrenagens de transmissão são gastos 850 milhões de Euros/ano. Este custo elevado serve como motivação para a realização de pesquisas científicas na área de distorções em tratamentos térmicos.

Os tratamentos térmicos são uma etapa essencial no processo de fabricação de componentes mecânicos. De acordo com Rohde e Jeppsson (2000) não é possível fabricar um componente mecânico em sua forma final antes do tratamento térmico. Como correções ao problema distorção são requeridas altas remoções de material, por usinagem, após o tratamento térmico. Este material removido causa um aumento de custos de matéria-prima, pois são requeridas maiores espessuras de componentes para compensar a remoção de material na usinagem. Também há o aumento dos custos do componente devido à usinagem, pois a usinagem de componentes temperados tem um custo mais elevado e também é necessário um tempo maior de processamento do material, devido à dureza elevada.

A rota de estudos deste trabalho compreende os processos típicos de manufatura de eixos ou hastes de amortecedores automotivos. A escolha desta rota justifica-se no fato da geometria do componente ser simples, forma cilíndrica. Na figura 2-1 é mostrada uma rota industrial, simplificada, de fabricação de hastes de amortecedores. Nesta rota

de fabricação são realizadas no mínimo duas etapas de endireitamento, podendo chegar a três conforme a distorção apresentada no final do processo. O processo inicia na usina siderúrgica com a produção do fio-máquina, neste processo de produção são feitas operações de fusão da sucata, refino, lingotamento contínuo e laminação a quente. O fio-máquina poderá ainda ser transformado, dentro da usina siderúrgica, em barra trefilada, para isto, é utilizado um processo de trefilação combinada.

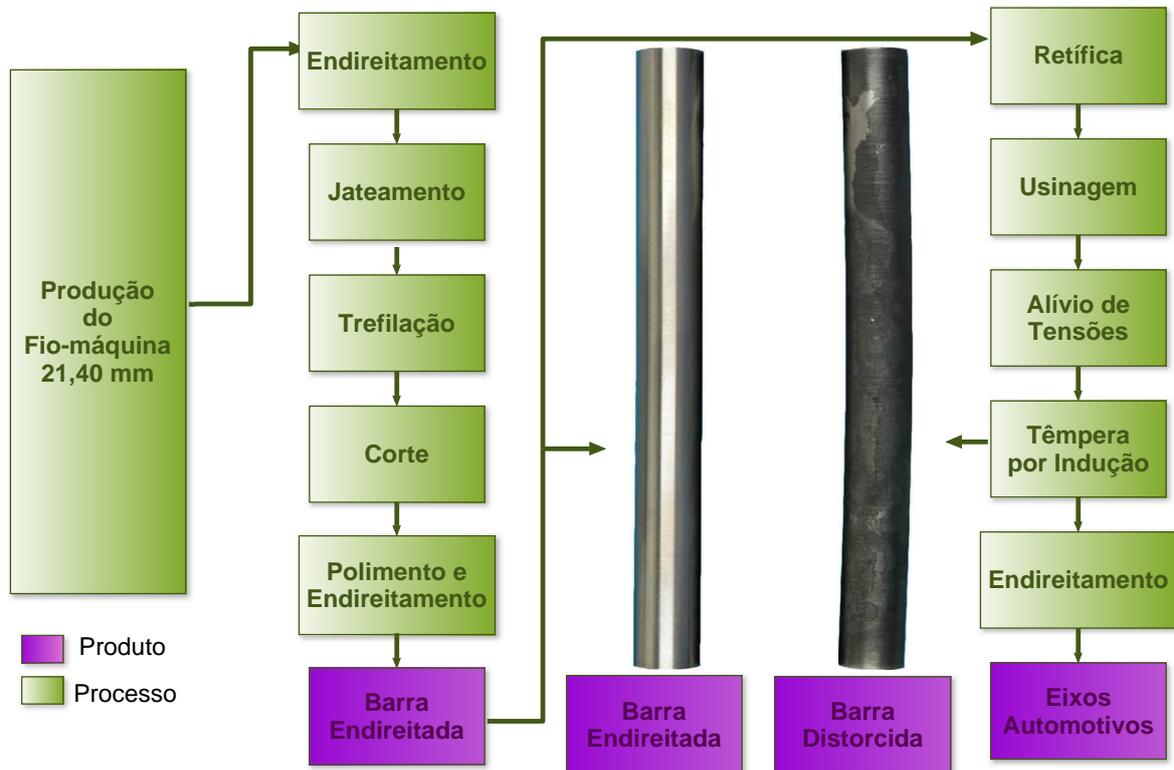


Figura 2-1 – Exemplo de uma rota de fabricação simplificada de eixos automotivos produzidos a partir de barras trefiladas.

Muitas vezes, estas distorções geradas durante o processo de fabricação precisam ser eliminadas por um novo processo de endireitamento. Este endireitamento provavelmente não será suficiente para remover todas as mudanças nas dimensões e na forma, portanto é necessária posteriormente uma retificação, aumentando os custos de produção.

Em consequência a esta usinagem, são necessárias espessuras iniciais maiores, devido à perda de material e também tratamentos térmicos superficiais mais profundos, acarretando um aumento no tempo de produção e custo de matéria-prima.

Desta forma fica claro que problemas de distorção devem ser avaliados como uma propriedade de toda rota de fabricação, desde o projeto do componente e seleção dos materiais até o processo de solidificação, do processo de lingotamento contínuo até a usinagem e operações de tratamentos térmicos.

Esta pesquisa científica faz parte do programa de cooperação internacional BRAGECRIM financiado pela CAPES, FINEP, CNPq e DFG. Neste trabalho de pesquisa estão envolvidos três grupos de pesquisa: IWT – Universidade de Bremen, IUL – Universidade de Dortmund e Centro de tecnologia – Universidade Federal do Rio Grande do Sul. O projeto, proposto neste programa, tem como objetivos o estudo e minimização das distorções durante uma rota de fabricação de barras trefiladas que são submetidas, em etapas posteriores de processo, a tratamentos térmicos de têmpera por indução, sendo o mesmo tema de estudo da tese proposta neste trabalho.

Segundo Totten et al., (2002), uma das causas principais responsáveis pela distorção são as tensões residuais. O estado e a distribuição de tensões residuais, juntamente com todas as propriedades do material vão sofrendo alterações a cada etapa de um processo de manufatura. Por esta razão, uma melhoria da qualidade final do produto pode ser alcançada se as variações nas propriedades e nas distribuições de tensões residuais forem determinadas após cada etapa do processo de manufatura. Em geral, esta abordagem não é utilizada e somente se procura atuar em etapas isoladas do processo. Nesta tese, objetivam-se através da realização de uma investigação detalhada de diversas etapas de uma rota de fabricação, desde os processos envolvendo a trefilação a frio de barras até a têmpera por indução. Discutir as causas da distorção final e correlacionar os diversos parâmetros de processo e propriedades dos materiais que influenciarão na qualidade final do produto.

2.2.Objetivos específicos

Esta tese tem como objetivos específicos:

- Entender as causas de distorções de forma de barras cilíndricas em uma rota de fabricação envolvendo o processo de trefilação combinada até o tratamento térmico de têmpera por indução, de produtos em aço ABNT 1045.
- Caracterizar as tensões residuais, na rota de fabricação estudada, utilizando-se as técnicas de difração de raios-X, difração de nêutrons, e difração de radiação síncrotron. Verificar os efeitos de etapas subsequentes do processo nas redistribuições de tensões residuais.
- Identificar quais etapas do processo gera o maior “potencial de distorção”.
- Estimar os níveis de tensões residuais na Cementita para as etapas de trefilação combinada investigadas neste trabalho.

3 – Revisão Bibliográfica

3.1. Processos de manufatura – trefilação combinada

O processo de trefilação passou por avanços nos últimos anos. A partir destes avanços foi desenvolvido um processo combinado, onde várias etapas, do processo de fabricação de barras, ocorrem em sequência. Este processo, conhecido comercialmente como trefilação combinada, é mostrado na figura 3-1.

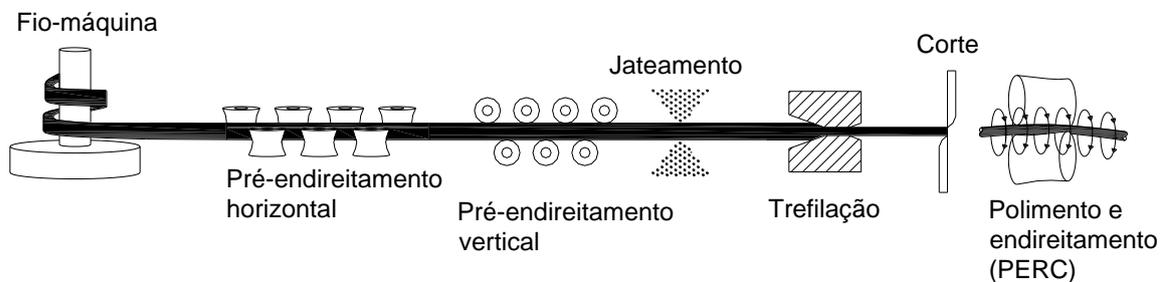


Figura 3-1 - Etapas do processo de trefilação combinada de barras de aço. Fonte: Nunes, (2008a).

Lingotes de aço são laminados a quente para obter-se a matéria-prima do processo de trefilação combinada, o fio-máquina, que após o processo de laminação é enrolado em forma de bobinas e posteriormente resfriado, figura 3-2.



Figura 3-2 - Bobinas de Fio-máquina. Fonte: allproducts.com, (2010).

Para a realização da trefilação o fio-máquina é pré-endireitado, a próxima etapa consiste na limpeza para remoção de carepas do fio-máquina e isto é realizado com jato de granalhas. Após, é realizada a trefilação propriamente dita. Posteriormente a trefilação

o fio-máquina trefilado é cortado, passando desta forma a ser denominado barra trefilada. Em uma etapa subsequente do processo as barras trefiladas são polidas e endireitadas por rolos cruzados, abreviado pela sigla “PERC”.

3.1.1. Pré-endireitamento

Segundo Nagahira et al., (2007) os processos de endireitamento são críticos durante os processos de manufatura de eixos automotivos, hastes, processos de usinagem de precisão, pois a condição de endireitamento do material irá afetar a precisão dimensional. No processo de trefilação a utilização de endireitadores se faz necessária, pois há uma curvatura acentuada do fio-máquina. Esta curvatura do fio-máquina é proveniente do processo de laminação a quente, etapa anterior a trefilação combinada, e este formato é necessário devido à facilidade de armazenamento do material, conforme mostrado na figura 3-2. Este processo, anterior a trefilação, assegura a qualidade do produto final, barras trefiladas.

Mutrix et al., (2010) afirmam que pesquisas científicas a respeito do pré-endireitamento por rolos são raras e pouco se sabe a respeito da posição correta dos rolos e dos efeitos de tensões residuais em relação à posição dos rolos.

Nakagiri e Inakazu, (2004) concluíram que para a realização da trefilação o fio-máquina deve ter certo grau de retinidade, pois um grau elevado de curvatura no fio-máquina eleva de forma considerável a força para trefilação, podendo ocasionar até a quebra prematura da ferramenta de trefilação (fieira).

Um exemplo típico de um sistema de rolos de pré-endireitamento é mostrado na figura 3-3. O fio-máquina é submetido a sucessivos momentos “M” aplicados por cada conjunto de rolos, o ajuste básico do sistema é determinado pela distância “h” e esta distância que determinará o grau de endireitamento. Quanto menor a distância “h” maior será o momento aplicado no fio-máquina e conseqüentemente maior será a deformação plástica, (Talukder, 1991). Segundo Yoshida e Sugiyama, (2009) o diâmetro dos rolos exerce pouca influência sobre o grau de retinidade do fio-máquina após o pré-endireitamento.

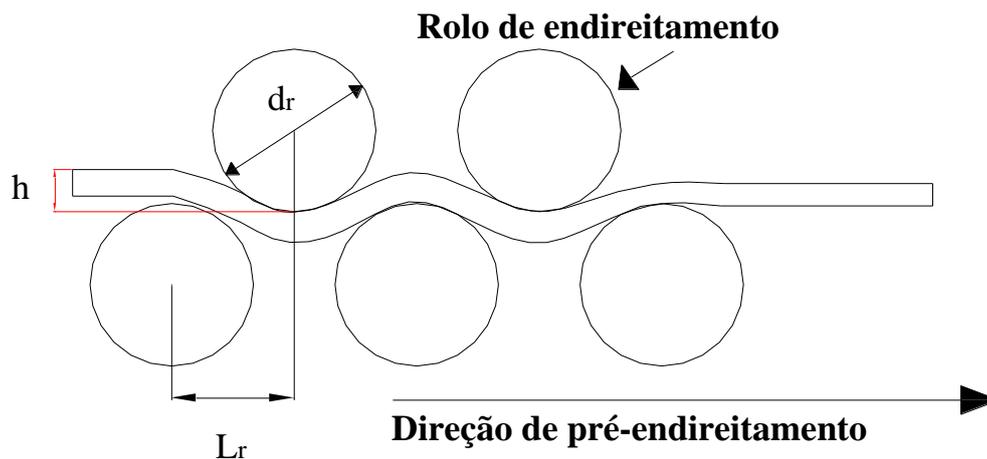


Figura 3-3 - Rolos de endireitamento, d_r = diâmetro do rolo, h = fator de endireitamento, L_r =distância entre dois rolos. Fonte: Yoshida e Sugiyama (2009).

Os rolos de endireitamento são dispostos aos pares, e cada par é composto de um rolo superior e outro inferior. O número de rolos necessários para efetuar o endireitamento depende da curvatura inicial do fio-máquina e também das propriedades mecânicas do material. Normalmente, um número de 5 rolos é considerado suficiente para efetuar o endireitamento do fio-máquina (Rodrigues e Martins, 2005; Paech, 2002; Nastran e Kuzman, 2002).

3.1.1.1. Tensões no processo de pré-endireitamento

Wang (2002) estudou o desenvolvimento de um sistema de tensões internas como resultado de deformações plásticas heterogêneas. Este estudo pode ser mostrado com o exemplo de um endireitamento plástico de uma barra. A figura 3-4 representa a curvatura de uma barra, assume-se que esta barra é composta de várias camadas ao longo do raio desta barra. A tensão máxima trativa está na superfície superior desta barra e decai para um valor zero na posição referente à linha neutra.

Por outro lado, esta tensão torna-se compressiva após a linha neutra atingir valores compressivos máximos na posição superficial oposta da barra. Se a tensão não exceder o limite de elasticidade do material em nenhum ponto, a remoção da tensão e momentos aplicados no material permitirá que o material volte ao estado original. Se, entretanto, a tensão máxima aplicada ao material exceder o escoamento, as camadas irão estender ou comprimir. Esta magnitude é maior na superfície e decai a zero na linha neutra do material, (Rivolta et al., 2004).

Segundo Wang, (2002) no momento em que a tensão de endireitamento está sendo aplicada, a distribuição de tensões ao longo da largura da barra pode ser representada

conforme a figura 3-4(b), com as camadas 2 a 5 no regime plástico e a camada 1 no regime elástico da curva tensão deformação. Se o momento aplicado para o endireitamento é liberado a barra voltará para o seu estado original, mas não completamente, pois isto iria requerer uma completa reversão das tensões plásticas e elásticas aplicadas.

O retorno elástico será diferente ao longo do raio da barra devido às diferenças de deformações plásticas impostas ao longo do raio da barra. Supondo que a camada 5 é isolada da camada 4, o descarregamento do ponto 5 fará com que este descarregamento só seja efetivo a partir da deformação plástica da camada 4, ou ainda, a camada 4 resistirá á deformação plástica da camada 5. Como resultado a camada 5 estará em compressão, as tensões de compressão na camada 5 serão $\Delta\varepsilon E$, onde $\Delta\varepsilon$ é a deformação residual mostrada na figura 3-4(b) onde E é o módulo de Young do material. Para a camada 4 a situação é um pouco mais complexa: como a camada 3 irá resistir à extensão da camada 4, mas a camada 5 promove a extensão. A combinação resultante irá produzir uma tensão residual compressiva. É previsível afirmar que em algum ponto do material estes dois fatores encontrarão um equilíbrio, resultando em tensões residuais nulas, como mostrado na camada 3. Para as camadas abaixo (2-1) o processo inicia-se novamente, sendo análogo para as demais camadas.

Wang, (2002) mostrou a distribuição de tensões durante o pré-endireitamento, figura 3-4(c). Dois pontos importantes podem ser notados na figura 3-4(c): primeiro, há um equilíbrio das tensões trativas e compressivas e segundo, a superfície que originalmente foi plasticamente deformada apresenta tensões residuais compressivas, pelo efeito de tracionamento da camada inferior da superfície do material. Além dos momentos aplicados pelos rolos no endireitamento, ainda há o efeito superficial de contato entre o rolo e o fio-máquina, e esta pequena deformação superficial também irá induzir tensões no material.

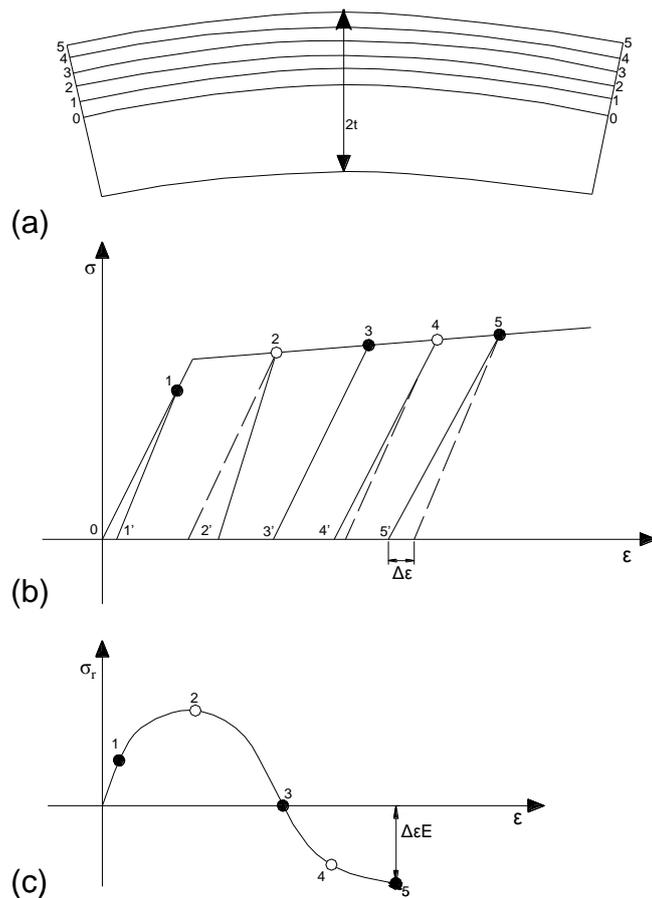


Figura 3-4 - Geração de tensões residuais durante o endireitamento de um cilindro. Fonte: Wang, (2002).

3.1.2. Jateamento com granalhas

O jateamento é largamente usado para a limpeza da matéria-prima, este processo é a maneira mais rápida, simples e de menor custo para limpeza do fio-máquina antes da trefilação. A limpeza do fio-máquina faz-se necessária, pois sujidades na superfície do fio-máquina podem danificar a superfície da ferramenta de trefilação (fieira) e também ocasionar defeitos superficiais na barra que está sendo trefilada.

Um equipamento básico de jateamento é composto de quatro bocais defasados a cada 90° . Este processo é largamente utilizado no ambiente industrial, pois é um eficiente meio de limpeza de peças metálicas e também possui baixo custo e alta velocidade de processo.

Segundo Tange e Ando, (2000) no jateamento são utilizadas partículas de aço, cerâmica ou polímero, com tamanhos que variam de $50 \mu\text{m}$ até 6 mm de diâmetro. Estas partículas atingem velocidades de até 150 m/s . O princípio básico do jateamento é mostrado na figura 3-5. As granalhas são arremessadas contra a superfície do fio-máquina em alta velocidade e assim a superfície do fio-máquina é limpa. Entretanto uma

pequena porção superficial do material é deformada plasticamente. Assim, após o jateamento forma-se um típico perfil de tensões residuais na superfície do componente metálico. De acordo com os estudos de Tange e Ando, (2000); Fitzpatrick e Lodini, (2003); Townsend e Zaretsky, (1982) as deformações superficiais no jateamento induzem tensões residuais compressivas, pois o material usado no jateamento tem uma granulometria muito alta ocasionando pequenas deformações plásticas no material a nível macroscópico, as deformações impostas pelas granalhas induzem tensões trativas no núcleo do material e a superfície, desta forma, estará com tensões residuais compressivas que decaem rapidamente com o aumento da profundidade.

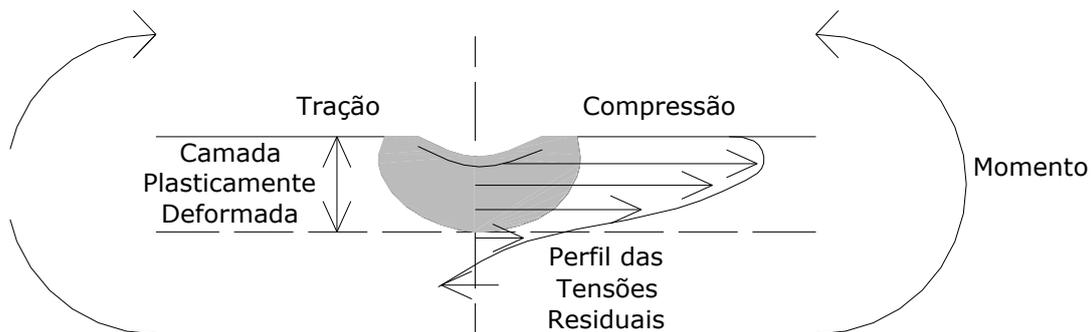


Figura 3-5 - Princípio básico do jateamento com granalhas. Fonte: Fitzpatrick e Lodini, (2003).

3.1.3. Trefilação

O processo de trefilação pode ser definido como um processo de manufatura por deformação plástica, onde o fio-máquina (matéria-prima) é tracionado passando através de uma ferramenta cônica, causando uma redução da área da seção transversal e, aumentando o comprimento total (Dieter et al., 2003; Altan, 1999). No processo de trefilação há uma grande quantidade de parâmetros envolvidos, segundo Luis et al, (2005), os parâmetros mais importantes são:

- Redução de área
- Tipo de lubrificante
- Velocidade
- Ângulo de ferramenta.

Desde os anos 60 pesquisas intensas foram realizadas para otimizar a trefilação a frio de produtos cilíndricos (Bühler et al., 1958; Bühler et al., 1965; Avitzur, 1983 e Dieter, 1986). No entanto, Ruiz-Hervias et al., (2008) afirma que um problema ainda não resolvido satisfatoriamente é o controle das tensões residuais produzidas no processo de trefilação. Em vista disso, o pesquisador Lodini, (2003) fez questionamentos sobre as

técnicas de medições de tensões residuais, que também vem sendo abordados em pesquisas e desenvolvimentos.

Dieter, (1986) e Wang, (2002) concluíram que no processo de trefilação, o fio-máquina está sujeito a grandes deformações plásticas heterógenas em toda a seção, o que gera o aparecimento de uma distribuição heterogênea de tensões residuais no produto final. Este perfil de tensões residuais heterogêneos, muitas vezes, reflete em distorções de forma em etapas posteriores de manufatura. As distorções de forma ocorrem geralmente em etapas de usinagem e tratamentos térmicos, pois são etapas onde ocorrem a relaxação e recuperação de tensões residuais tanto pela retirada de material durante a usinagem como pelo efeito do aquecimento durante o tratamento térmico.

Wang, (2002) investigou o efeito da redução de área durante o processo de trefilação e mostrou que altas reduções geram altos níveis de tensões residuais nas camadas superficiais que geram sérios defeitos e podendo até provocar a quebra do componente.

O contínuo desenvolvimento do processo finalmente resultou em produtos melhorados, com alta produtividade e bons níveis de endireitamento e resistência mecânica durante o processo de trefilação. Melhoria das ferramentas ou sequência de ferramentas com diferentes níveis de redução proporcionaram menores níveis de tensão residuais, (Wegner, 1976; Willemse, 1985; Tekkaya, 1985; Kubobi et al., 2002), porém ainda não há um controle total do processo, principalmente no que se refere ao comportamento do material em etapas subsequentes de manufatura.

Dieter et al., (2003) estudaram o processo de trefilação, em especial a fieira, e dividiu a fieira em quatro zonas distintas. A figura 3-6 mostra uma fieira para trefilação de barras e os principais ângulos desta, a fieira é composta basicamente de 4 zonas: zona de entrada (1), zona de redução (2), zona de calibração (3), zona de saída (4). Na zona de entrada, o ângulo β ou ângulo de entrada é responsável pela correta condução do fio-máquina e também permite o acesso de lubrificante ao interior da ferramenta.

De acordo com Majzoobi et al., (2008) na zona de redução, o ângulo α ou ângulo de trabalho é responsável pela primeira deformação plástica no material, e este ângulo é o mais relevante na ferramenta, pois exerce papel fundamental na distribuição de tensões no material a ser trefilado e na ferramenta. Um dos maiores objetivos na trefilação é a minimização da força durante o processo, os fatores mais importantes que contribuem na força do processo são a deformação redundante e o atrito.

A partir do ângulo de fieira (2α) utilizado e o tamanho da região de redução, região 2 da figura 3-6, pode-se controlar o nível de tensões residuais na barra trefilada, (Elices, 2004; Godfrey, 2000; Nakagiri et al., 2001; Nunes, 2008a; Nunes, 2008b; Metz, 2007a; Metz et al., 2007b; Rocha, 2008; Wang, 2002).

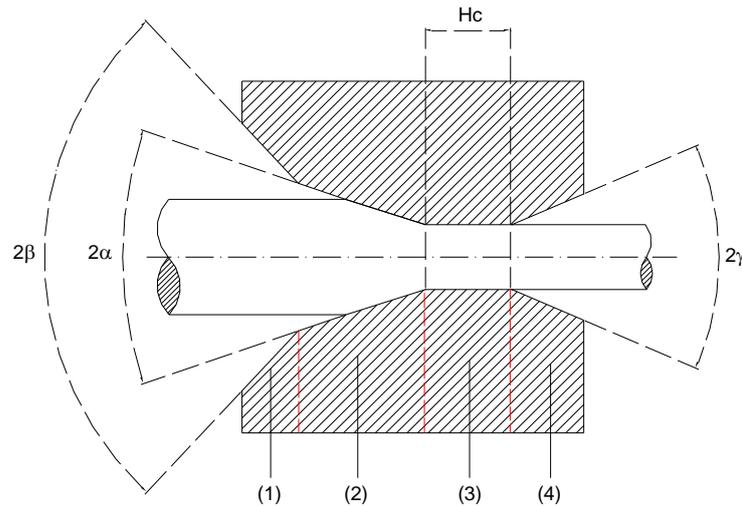


Figura 3-6 - Vista lateral em corte de uma fieira de trefilação. Fonte: Dieter et al., (2003).

Estudos do pesquisador Atienza, (2001) mostraram que a lubrificação do sistema é um fator fundamental na qualidade final do produto trefilado. A utilização de um lubrificante adequado ao processo diminui consideravelmente o coeficiente de atrito entre a ferramenta de trefilação e o fio-máquina, e também extrai o calor durante o processo. A extração de calor durante o processo de trefilação é essencial para que haja uma lubrificação adequada, principalmente em processos de alta velocidade, caso contrário, as propriedades do lubrificante podem se deteriorar com o aumento de temperatura e este pode perder suas propriedades tribológicas.

Obi e Oyinlola, (1996) mostraram que a vida do ferramental aumenta utilizando-se um lubrificante que proporcione um atrito menor, também há a questão de aquecimento térmico do ferramental, e o lubrificante atua como um isolante térmico entre a barra trefilada e a fieira, aumentando a vida útil da ferramenta.

Segundo Dieter et al., (2003) pode-se determinar um ângulo ótimo de ferramental utilizando-se a equação 1:

$$\alpha_{opt} = \sqrt{\frac{3}{2} m \ln \left(\frac{d_i}{d_f} \right)} \quad \text{Equação 1}$$

Onde: m, d_i e d_f são respectivamente o fator de atrito, o diâmetro inicial da barra e o diâmetro final da barra.

3.1.3.1. Tensões no processo de Trefilação

Segundo Altan, (1999) durante o processo de trefilação de barras cilíndricas, os esforços presentes no fio-máquina, podem ser representados segundo a figura 3-7. Nesta figura os esforços de tração, em relação ao eixo X, são representas pelo símbolo σ_t . As tensões radiais compressivas da ferramenta no fio-máquina estão representadas pelo símbolo σ_r , e são devidas à reação da ferramenta ao movimento axial do fio-máquina. O atrito entre o fio-máquina e a ferramenta também exerce um papel fundamental no esforço final do sistema, sendo representado pelo símbolo τ .

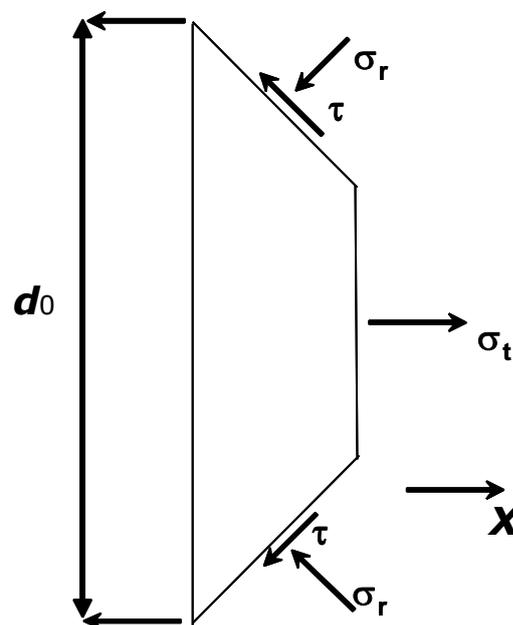


Figura 3-7 - Tensões e esforços presentes na ferramenta de trefilação.

De acordo com Luis et al, (2005) diferentes métodos podem ser utilizados para calcular as tensões durante os processos de deformação plástica, método da deformação homogênea, método das tiras, método do limite superior e método dos elementos finitos (FEM). O método da deformação homogênea é considerado o mais simples, mas considera que o material recebe a mesma quantidade de energia por unidade de volume e não há nenhum efeito do atrito. O método das tiras considera o efeito do atrito, porém não considerados os efeitos de energia de distorção. O método do limite superior considera o aumento da resistência do material ao longo do processo, o que dificulta sua aplicação em alguns casos.

Siebel, (1956) mostrou que a força durante o processo de trefilação pode ser determinada por meios analíticos utilizando a equação equação 2. Onde a força de

trefilação (F) pode ser calculada a partir da área inicial do fio-máquina (A_0) e final (A_1), da resistência média ao escoamento (K_{fm}), do atrito entre a ferramenta e o fio-máquina (μ) e do ângulo de ferramenta (α). A partir da equação de Siebel, podem ser estimadas as tensões aplicadas durante o processo de trefilação. Apesar da simplicidade da formulação, o cálculo preciso nem sempre é simples, pois envolve a determinação do coeficiente de atrito, sendo este um parâmetro do processo de difícil determinação.

$$F = A_1 K_{fm} \left[\ln \left(\frac{A_0}{A_1} \right) + \left(\frac{2\alpha}{3} \right) + \left(\frac{\mu}{\alpha} \ln \left(\frac{A_0}{A_1} \right) \right) \right] \quad \text{Equação 2}$$

3.1.3.2. Parâmetro Δ

O ângulo da zona de trabalho na fieira provavelmente é o parâmetro mais importante a ser controlado na confecção de uma boa ferramenta de trefilação. O efeito deste ângulo no fluxo de material trefilado não pode ser apenas considerado a partir do nível de redução do processo. Por isso, Wistreich, (1958) introduziu o parâmetro Δ , que é definido pela razão entre o diâmetro (d_0) e o tamanho da região de contato entre o metal deformado e a ferramenta, (L) mostrado na figura 3-8. Por definição o fator delta é a relação entre o diâmetro inicial e final (diâmetro médio) e o arco de contato entre a ferramenta e o material a ser conformado, Equação 3.

$$\Delta = \frac{d_m}{L} \quad \text{Equação 3}$$

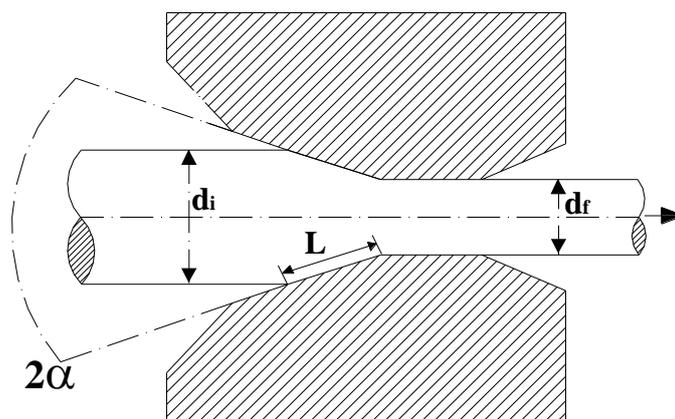


Figura 3-8 - Representação da ferramenta de trefilação (fieira). 2α – ângulo de trabalho; d_i – diâmetro inicial; d_f diâmetro final; L – comprimento de contato entre o material a ser deformado e a ferramenta.

A partir da Equação 3 o fator delta pode ser determinado para a trefilação, utilizando as relações geométricas apresentadas na figura 3-8, pode-se determinar os fatores “ d_i ” e “ L ”, equação 3 e equação 4.

$$h = \frac{d_i + d_f}{2} \quad \text{Equação 4}$$

$$L = \frac{(d_i - d_f) * \frac{1}{2}}{\text{sen}\alpha} \quad \text{Equação 5}$$

Aplicando-se os valores de “ h ” e “ L ”, na equação 3, obtém-se:

$$\Delta = \frac{\frac{d_i + d_f}{2}}{\frac{(d_i - d_f) * \frac{1}{2}}{\text{sen}\alpha}} \quad \text{Equação 6}$$

Simplificando-se a equação 6:

$$\Delta = \frac{(d_i + d_f) . \text{sen}\alpha}{(d_i - d_f)} \quad \text{Equação 7}$$

O valor da redução “ r ” é dado por:

$$r = \frac{d_i^2 - d_f^2}{d_i^2} \quad \text{Equação 8}$$

Isolando o termo d_f da equação 8, tem-se:

$$d_i^2 r = d_i^2 - d_f^2 \quad \text{Equação 9}$$

$$d_i^2 (1 - r) = d_f^2 \quad \text{Equação 10}$$

$$d_f = d_i (1 - r)^{\frac{1}{2}} \quad \text{Equação 11}$$

Aplicando a equação 11 na equação 6 obtém-se a equação 12:

$$\Delta = \frac{\left[(d_i + d_i(1-r)^{\frac{1}{2}}) \right] \text{sen}\alpha}{(d_i - d_i(1-r)^{\frac{1}{2}})} \quad \text{Equação 12}$$

Isolando o termo d_i , obtém-se a equação 13:

$$\Delta = \frac{d_i[1 + (1-r)^{\frac{1}{2}}] \text{sen}\alpha}{d_i[1 - (1-r)^{\frac{1}{2}}]} \quad \text{Equação 13}$$

Simplificando o termo d_i , obtém-se a equação 14:

$$\Delta = \frac{[1 + (1-r)^{\frac{1}{2}}] \text{sen}\alpha}{[1 - (1-r)^{\frac{1}{2}}]} \quad \text{Equação 14}$$

Multiplicando pelo conjugado, obtém-se a equação 15:

$$\Delta = \frac{[1 + (1-r)^{\frac{1}{2}}] \text{sen}\alpha}{[1 - (1-r)^{\frac{1}{2}}]} \cdot \frac{[1 + (1-r)^{\frac{1}{2}}]}{[1 + (1-r)^{\frac{1}{2}}]} \quad \text{Equação 15}$$

Simplificando os termos da equação 15, obtém-se a equação 16, fator Δ para a trefilação:

$$\Delta = \frac{[1 + (1-r)^{\frac{1}{2}}]^2 \text{sen}\alpha}{r} \quad \text{Equação 16}$$

A partir das equações 4, 9, 10 e 16 pode-se observar que, para o processo de trefilação, o parâmetro Δ é inversamente proporcional à redução no processo, Wright, (2011). Exemplificando, para uma baixa redução tem-se um valor de Δ menor comparado a uma redução maior. E o valor de Δ também é diretamente proporcional ao ângulo da ferramenta. Assim, para ângulos maiores o valor de Δ aumenta.

Wang, (2002) investigou a relação entre o parâmetro Δ e a natureza das tensões residuais, pois as tensões residuais dependem da forma da zona de deformação. Com valores de Δ iguais ou menores que 1, um exemplo prático seria uma redução com ângulo de ferramenta baixo, o padrão do fluxo do material é praticamente uniforme. Assim, observam-se menores tensões residuais geradas no perfil trefilado. Estas tensões

residuais geradas no perfil são diretamente relacionadas ao parâmetro Δ e sua magnitude varia de acordo com a variação do ângulo de ferramenta. Entretanto, se o valor de Δ for extremamente alto as tensões residuais terão um comportamento totalmente diferente. Observa-se que, para pequenas regiões de contato, as deformações não penetram em uma grande profundidade no material e a tendência são que tensões residuais se mantenham na superfície do material com comportamento compressivo.

Shemensky, (1999) concluiu que baixos valores de Δ envolvem um alto trabalho de atrito entre a ferramenta e o material que está sendo trefilado. Desta forma, há uma grande geração de calor durante o processo necessitando um ótimo lubrificante para reduzir o atrito entre a fieira e o fio-máquina. Valores de Δ intermediários resultarão em menor pressão sobre a fieira aumentando a vida da ferramenta ocasionando um fluxo de metal mais uniforme. Este fluxo de metal mais uniforme reduz a pressão hidrostática sobre o fio-máquina prevenindo a formação de defeitos no núcleo do fio-máquina.

Dieter et al., (2003) afirmam que valores elevados de Δ envolverão aumento dos esforços necessários no processo devido ao trabalho redundante. Na prática, o trabalho redundante começa a existir a partir de valores de Δ superiores a 1.

3.1.4. Polimento e endireitamento por rolos cruzados (“PERC”)

O endireitamento e polimento por rolos cruzados (“PERC”), mostrado na figura 3-9 é uma das etapas mais importantes na trefilação combinada, o objetivo principal deste equipamento é o endireitamento de barras de geometria circular Mutrux et al., (2011). Esta é a última etapa onde há deformações plásticas no processo de trefilação combinada, e é de vital importância, pois este induzirá o estado das tensões residuais que o produto final, barras trefiladas. Este equipamento é composto por dois rolos um rolo côncavo e outro convexo com um ângulo entre eles denominado δ . Este ângulo pode variar de 10° a 20° dependendo das propriedades do material a ser endireitado e polido. A barra trefilada a ser endireitada e polida é projetada no meio destes rolos. O rolo côncavo é responsável pelo polimento da barra enquanto o rolo convexo induz uma baixa deformação plástica superficial, (Rivolta et al., 2004; Newbury e Notis, 2004; Wu, 2000).

A manufatura de barras trefiladas segue normas e padrões de qualidade superficial, propriedades mecânicas e tolerâncias em relação as distorções da barra. Alguns parâmetros do equipamento de endireitamento podem ser ajustados, segundo Rivolta et al, (2004) estes parâmetros são:

- Velocidade angular dos rolos: as velocidades dos rolos podem ser variadas, e a velocidade com que a barra é polida e endireitada é considerada como sendo a mesma velocidade angular dos rolos.
- Ângulo dos rolos: a disposição dos rolos inferior e superior não são em linha com relação a linha central da barra trefilada, a posição dos rolos induz na barra um movimento helicoidal. Aumentando-se o ângulo entre o rolo inferior e superior a velocidade angular da barra também aumenta, enquanto a velocidade angular da barra tende a zero se os rolos estão dispostos paralelamente (o que não ocorre na prática).
- Pressão dos rolos: existe no sistema de rolos côncavo e convexo uma distância entre eles, esta distância é necessária para que a barra a ser endireitada passe entre os dois rolos. Esta distância determina a pressão que os rolos irão exercer na barra bem como a deformação superficial da barra.

O equipamento de “PERC” é usado comercialmente na trefilação combinada sendo uma etapa posterior a etapa de corte da barra (após a trefilação). Este processo, também é utilizado em outras linhas industriais, onde há necessidade de endireitamento de perfis redondos. As barras ao passar por estes rolos de endireitamento sofrem uma pequena deformação superficial, induzida pelo rolo convexo, que induz tensões residuais compressivas em sua superfície, e este nível de tensões residuais compressivas induzidos pode mudar o comportamento do nível de tensões residuais presentes nas barras trefiladas, passando de trativo na superfície para compressivo dependendo do ângulo com que estão posicionados estes rolos Nunes, (2008a). Este processo apresenta uma grande vantagem em relação à aplicação de tratamentos térmicos para a eliminação destas tensões trativas presentes na superfície da barra após a trefilação, pois ele já é inerente ao processo e seu objetivo inicial é somente o endireitamento e o polimento final da barra, etapa de acabamento, porém sendo usado de forma correta pode também exercer um papel fundamental na mudança do nível de tensões residuais presentes nas barras trefiladas.

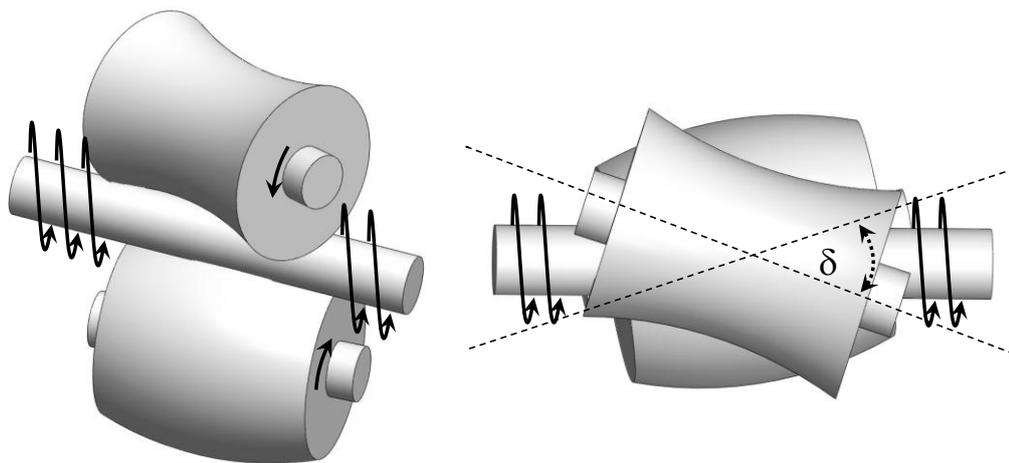


Figura 3-9 - Endireitamento e polimento por rolos cruzados.

Yoshimura et al. (2009) simulou o processo de endireitamento por rolos cruzados e mostrou que o comprimento de contato entre o rolo de endireitamento e a barra a ser endireitada depende do ângulo entre o rolo côncavo e o convexo. Na figura 3-10 é apresentada a simulação do processo de endireitamento por rolos cruzados obtida por Yoshimura et al. (2009), foram simulados o comprimento de contato para dois ângulos diferentes entre os rolos, 36° e 40° .

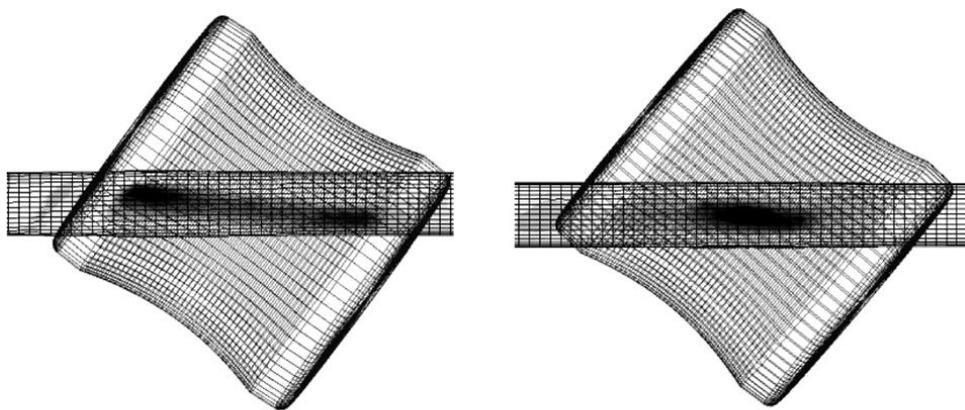


Figura 3-10 – Endireitamento e polimento por rolos cruzados. Fonte: Yoshimura et al., (2009).

Yoshimura et al. (2009) observaram nesta simulação que há diferentes zonas de contato entre os rolos e as barras que estão sendo endireitadas, desta forma, concluíram que estas diferenças dependem basicamente do ângulo de contato entre os rolos e a barra. Também foram observados por Nunes, (2008a) que o ângulo entre os rolos têm grande influência na distribuição de tensões residuais na barra a ser endireitada.

3.2. Tensões Residuais – Conceitos fundamentais e origens

Por definição, tensões residuais são as tensões elásticas existentes em um corpo sem a existência de carregamentos externos ou gradientes de temperatura. Todo sistema de tensões residuais está em equilíbrio e o somatório das forças resultantes e dos momentos produzidos é zero. Assim, plotando-se uma curva das tensões trativas e compressivas presentes no material, a soma das áreas abaixo da curva será zero Lu, (1996).

Segundo Dieter, (1986), na prática, a determinação destas curvas é complexa, pois o estado de tensões apresentado no material é tridimensional. O valor máximo em módulo que as tensões residuais poderão chegar é o próprio limite de escoamento do material. Valores de tensões acima do limite de escoamento do material irão ocasionar uma deformação plástica do material, havendo assim, uma redistribuição das tensões residuais Lu, (1996). De forma geral, as tensões residuais têm caráter elástico e estas tensões se sobrepõem à tensão de serviço. Quando um componente com tensões trativas na superfície sofre carregamento de tração, este material será sobrecarregado localmente pelas tensões residuais trativas existentes na superfície do componente. O inverso ocorre quando um componente com tensões residuais compressivas na superfície sofre carregamento trativo, as tensões residuais compressivas irão subtrair as tensões trativas aumentando o desempenho deste componente em serviço, como mostrado na figura 3-11, (Lodini, 2003).

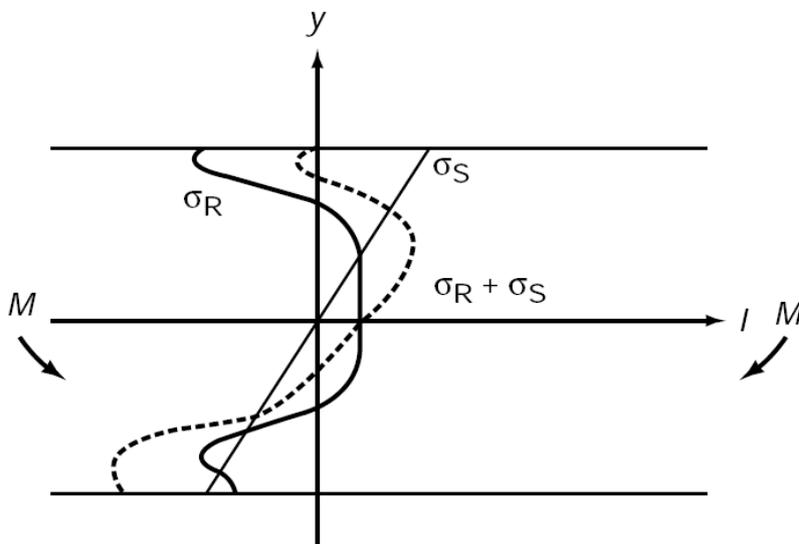


Figura 3-11 – Superposição de tensões residuais e tensões de serviço em um componente mecânico. Fonte: Lodini, (2003).

Segundo Noyan e Cohen, (1987) as tensões residuais são produzidas no material e nos componentes mecânicos durante a fabricação em vários processos, e todos os processos de manufatura irão introduzir tensões residuais no componente fabricado. As origens das tensões residuais são relacionadas a processos químicos, térmicos ou mecânicos:

- Deformação plástica: forjamento, laminação, extrusão, shot-peening, dentre outros. Ocorre principalmente onde há deformação plástica não uniforme no material.
- Durante processos de fabricação: usinagem, soldagem, eletrodeposição, dentre outros.
- Durante tratamentos térmicos, termoquímicos ou ciclos térmicos: nitretação, PVD, CVD, cementação, têmpera, fundição, dentre outros. Ocorre principalmente onde existe variação de temperatura não uniforme na peça durante um ciclo de aquecimento e resfriamento ou variações de composição química na peça.

Todos os processos mecânicos de fabricação que envolve deformação plástica não uniforme, gradientes térmicos e/ou transformações de fase, produzirão um componente com tensões residuais, seja ela elevada ou não. Segundo Lu, (2002) estas tensões residuais afetarão diretamente as propriedades do material em relação à resistência a fadiga, resistência a corrosão, resistência a ruptura.

A tabela 1 apresenta um resumo do comportamento de tensões residuais superficiais nos processos de fabricação mais comuns.

Tabela 1- Resumo do comportamento de tensões residuais para vários processos de fabricação.

Obs: baixa penetração refere-se a menos de 1% de deformação superficial. Fonte: Sinha, (1991)

Compressão na superfície	Tração na superfície
Jateamento	Trefilação com penetração maior que 1%
Trefilação com baixa penetração (<1%)	Laminação com alta penetração
Laminação com baixa penetração	Forjamento com penetração profunda
Têmpera por indução	Trefilação de tubos com plug
Redução de tubos	Dobramento plástico (lado reduzido)
Cunhagem em torno de furos	Retífica: normal e condições abusivas
Dobramento (lado estirado)	Descarbonetação
Retífica (condições suaves)	Soldagem
Martelamento	Usinagem: torneamento, fresamento
Cementação	Usinagem por Eletroerosão

De acordo com Totten et al., (2002) a estabilidade dimensional durante a rota de fabricação poderá ser alterada devido a distribuição das tensões residuais. É importante compreender como estas tensões residuais estão distribuídas no material, assim, pode-se modificá-las para se ter melhores propriedades mecânicas do componente em serviço.

Bhadeshia, (2002) concluiu que as tensões residuais são conseqüências das interações do material com o meio, e os fatores que a alteram são: tempo, temperatura, tensão, deformação e microestrutura, conforme ilustrado na figura 3-12. As características do material que influenciam as tensões residuais são a condutividade térmica, calor específico, coeficiente de dilatação, módulo de elasticidade, coeficiente de Poisson, plasticidade, termodinâmica e cinética das transformações, mecanismos de transformações e transformações plásticas.

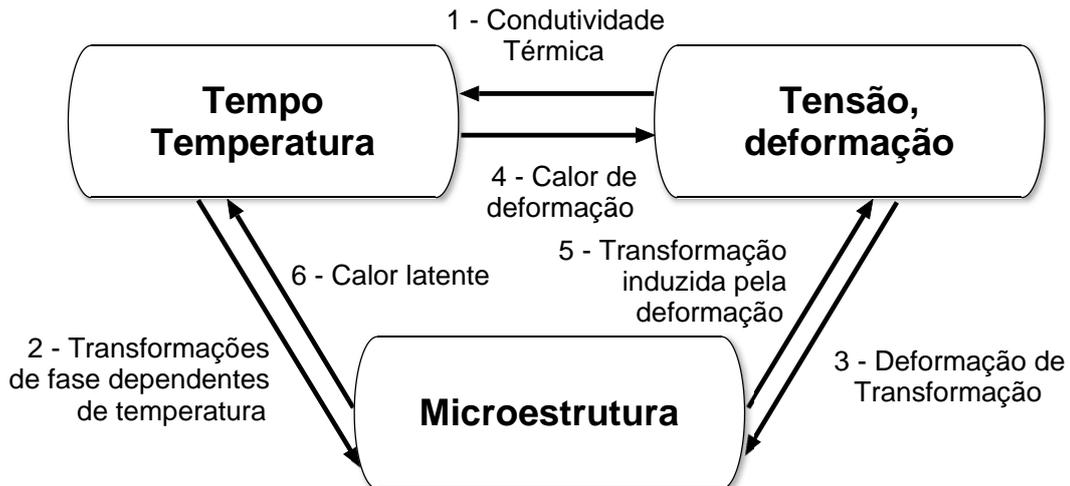


Figura 3-12 – A relação entre temperatura, tensões e microestrutura. Fonte: Adaptado de Bhadeshia, (2002).

Na figura 3-12 pode-se observar que para os processos de conformação mecânica os fatores mais importantes a serem considerados são: a transformação de forma induzida pela deformação que afeta a microestrutura do material e as tensões de deformação, que também influenciarão muito na geração, distribuição e redistribuição das tensões residuais no material. Outros fatores também poderão ocorrer em menor escala nos processos de conformação mecânica com menor contribuição para distorções. Para a etapa de tratamento térmico por indução os fatores mais importantes a serem considerados são: microestrutura e temperatura de tratamento estas propriedades estão diretamente relacionadas com as transformações de fase que ocorrem durante o tratamento térmico. Desta forma, todos os fatores podem influenciar na geração de tensões residuais em uma rota de fabricação partindo de processos de conformação mecânica e terminando com tratamento térmico, alguns com maior influência e outros com menor.

3.3. Tensões Residuais – Métodos de medição - difração de raios-X

Esta técnica é baseada no princípio de que a distância entre os planos cristalográficos é definida pelas características físicas do material. Assim, quando um material é irradiado por raios-X monocromáticos, as características dos picos de difração são alteradas conforme variam as propriedades do material, incluindo as tensões residuais. De acordo com Hauk, (1997), a tensão medida no retículo cristalino e as tensões residuais associadas são determinadas a partir de constantes elásticas assumindo uma distorção linear do retículo cristalino. Segundo Fitzpatrick e Fry, (2005), a medida das tensões residuais pelo método de raios-X é feita a partir da contribuição de vários grãos do cristal e esta medida depende fundamentalmente da geometria de feixe que irá incidir na amostra bem como do tamanho de grão da amostra.

Hauk, (1997) mostrou que a profundidade de penetração na amostra depende principalmente do tipo de ânodo usado no equipamento de raios-X, do tipo de material que será analisado e também do ângulo de incidência do feixe na amostra e esta medida é sempre próxima à superfície da amostra e a preparação da amostra geralmente não é necessária para a difração de raios-X, o tamanho da amostra está limitada ao tamanho do porta-amostras do equipamento de raios-X.

Fitzpatrick e Fry, (2005) afirmam que apesar de ser um ótimo método na determinação de tensões residuais, a difração de raios-X tem alguns fatores limitantes, sendo:

- Equipamento complexo e de alto valor agregado, apenas uma pequena parte da superfície é medida com profundidades menores que 0,025mm.
- Para medições em profundidades maiores, é necessário fazer uma remoção de camadas, utilizando-se para isto um ataque eletrolítico.
- As amostras devem ser policristalinas e não devem apresentar uma textura cristalina elevada.
- O tempo de análise por ponto pode ser elevado, 2 horas por ponto dependendo do equipamento utilizado.

De acordo com Lodini, (2003) a difração de raios-X pode ser usada para medir com precisão os espaçamentos do retículo cristalino utilizando a lei de Bragg, equação 17, onde, n é um número inteiro, λ é o comprimento de onda da radiação usada, θ é a metade do ângulo de espalhamento, e “ d ” é o espaçamento interplanar médio para uma

dada reflexão de um material cristalino, conforme exemplificado na figura 3-13, (Fitzpatrick e Fry, 2005).

$$n\lambda = 2d\sin\theta$$

Equação 17

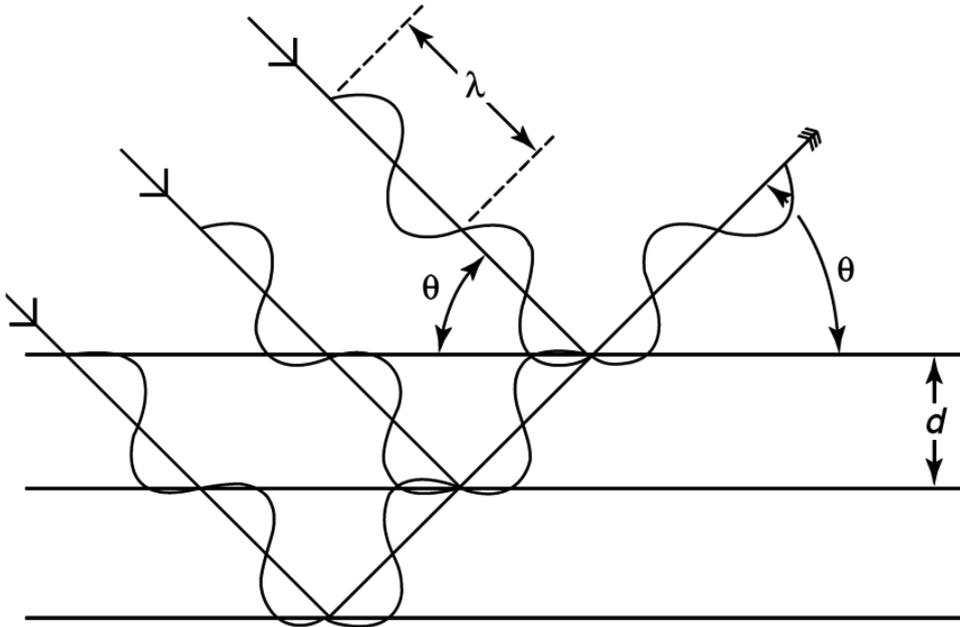


Figura 3-13 – Espalhamento e difração de raios-X em um arranjo cristalino. Fonte: Fitzpatrick e Fry, (2005).

Em um material com tensões residuais, o espaçamento pode ser usado como um *strain-gage*, dando a medida da deformação na direção do vetor de difração. Se d_0 são os espaçamentos do ângulo de Bragg medido para um material livre de tensões residuais e tendo conhecimento prévio deste parâmetro, as tensões podem ser calculadas utilizando a equação 18.

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{d_{\phi\psi} - d_0}{d_0}$$

Equação 18

O estado de tensões em alguma localização do material é o tensor de segunda ordem representada pelos componentes de tensão normais ao sistema de coordenadas dado. Pode-se determinar o estado de tensões no material usando difração utilizando as regras de como o componente de tensão de segunda ordem transforma com a direção. Tendo os componentes de tensão do material, as tensões residuais podem ser calculadas usando a lei de Hooke, (Lodini, 2003), assim:

$$d_{\phi\psi} = \left[\left(\frac{1+\nu}{E} \right)_{(hkl)} \sigma_{\phi} d_0 \sin^2 \psi \right] - \left[\left(\frac{\nu}{E} \right)_{(hkl)} d_0 (\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) + d_0 \right] \quad \text{Equação 19}$$

A figura 3-14(a), (Prevéy, 1986), mostra uma amostra na orientação $\Psi = 0$, a presença de tensões trativas resultam em um coeficiente de Poisson de contração, reduzindo assim o espaçamento do retículo cristalino, e desta forma, aumenta o ângulo de difração, 2θ . Se amostra for rotacionada ao longo do ângulo Ψ , como mostrado na figura 3-14(B), as tensões trativas presentes na superfície da amostra aumentam o espaçamento interatômico acima do estado livre de tensões e assim há um decréscimo do ângulo 2θ .

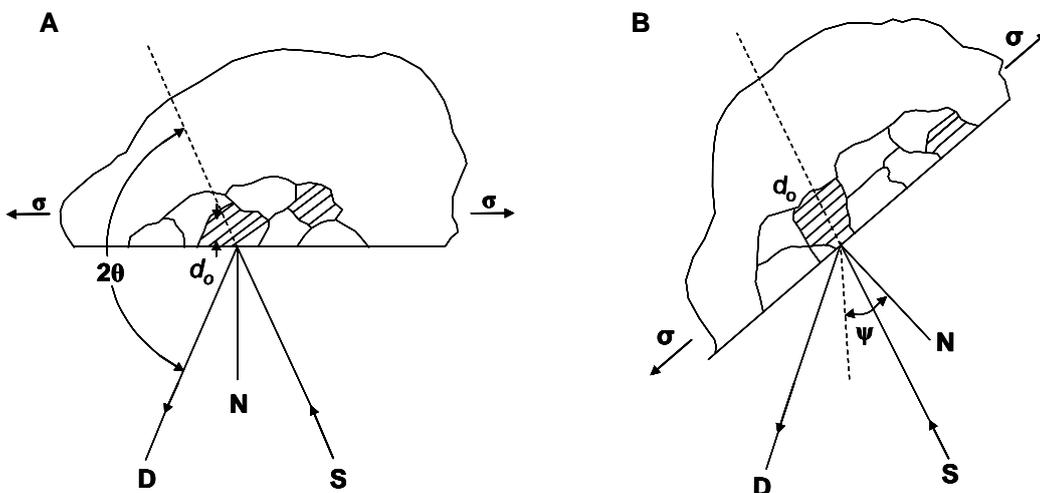


Figura 3-14 – (A-B) - Princípios de medição por difração de raios-X. Fonte: Prevéy, (1986).

Segundo Prevéy, (1986), medindo a mudança em relação à posição angular do pico de difração definidos como ângulos Ψ , as tensões na superfície da amostra podem ser calculadas.

Na equação 19, $d_{\phi\psi}$ representa, d , na direção (Φ, ψ) , Φ é o ângulo entre a componente na direção x no plano da superfície e a direção da medida, ψ é o ângulo entre a direção normal à superfície e a direção da medida. A equação 20 é a relação fundamental entre o espaçamento interplanar e o estado biaxial de tensões residuais na superfície de uma amostra cristalina para o método de difração de raios-X, (Hauk, 1997; Lu, 1996; Prevéy, 1986).

Desta forma, plotando-se “ d ” contra $\sin^2 \psi$, nota-se que o intercepto desta curva segue a equação 20:

$$d_{\phi\psi} = - \left[\left(\frac{\nu}{E} \right)_{(hkl)} d'(\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) + d' \right] \quad \text{Equação 20}$$

Pode-se determinar o coeficiente angular da curva utilizando a equação:

$$\frac{\partial d_{\phi\psi}}{\partial \text{sen}^2\psi} = \left(\frac{1+\nu}{E} \right)_{(hkl)} \sigma_{\phi} d' \quad \text{Equação 21}$$

A qual pode ser solucionada para σ_{ϕ} equação 19:

$$\sigma_{\phi} = \left(\frac{1+\nu}{E} \right)_{(hkl)} = \frac{1}{d'} \left(\frac{\partial d_{\phi\psi}}{\partial \text{sen}^2\psi} \right) \quad \text{Equação 22}$$

Como $E \gg \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$, o valor de $d_{\phi 0}$ difere de d_0 em não mais do que 1%, deste modo, a Equação 21 adota a forma dada pela Equação 22:

$$\sigma_{\phi} = \left(\frac{1+\nu}{E} \right)_{(hkl)} = \frac{1}{d_{\phi}'} \left(\frac{\partial d_{\phi\psi}}{\partial \text{sen}^2\psi} \right) \quad \text{Equação 23}$$

A equação 19 torna a determinação das tensões residuais por difração de raios-X um método diferencial onde nenhuma amostra livre de tensões residuais é necessária para determinar o estado biaxial de tensões residuais na superfície da amostra, (Hauk, 1997; Lu, 1996; Prevéy, 1986).

A partir das equações descritas anteriormente, três métodos podem ser derivados para a determinação das tensões residuais através do método de difração de raios-X: método do ângulo único, método de dois ângulos e método do $\text{sen}^2\psi$.

A escolha do plano de difração para a realização da medição de tensões residuais é muito importante para a garantia de uma precisão de medida satisfatória. Ângulos de medição maiores garantem uma precisão de medida maior. Na prática estes ângulos de difração (2θ) são maiores que 120° .

3.3.1. Métodos utilizados para definir a largura e localização do pico de difração

Largura a meia altura é a tradução do termo em inglês “*full width at half maximum*” abreviado como “FWHM”, ou abreviado em português por “L.M.A”. A L.M.A é um parâmetro de uma curva ou função referente à sua largura. Este parâmetro é dado pela diferença entre dois valores extremos de uma variável independente no qual a função

atinge metade de seu valor máximo, figura 3-15. De acordo com He, (2009) na difração de raios-X a largura do pico pode ser devido a vários efeitos, incluindo: imperfeições cristalinas, deformações, condições ambientais (vibrações térmicas atômicas), condições instrumentais (tamanho do feixe de raios-X), divergência do feixe, a distribuição do espectro do feixe e a resolução do detector.

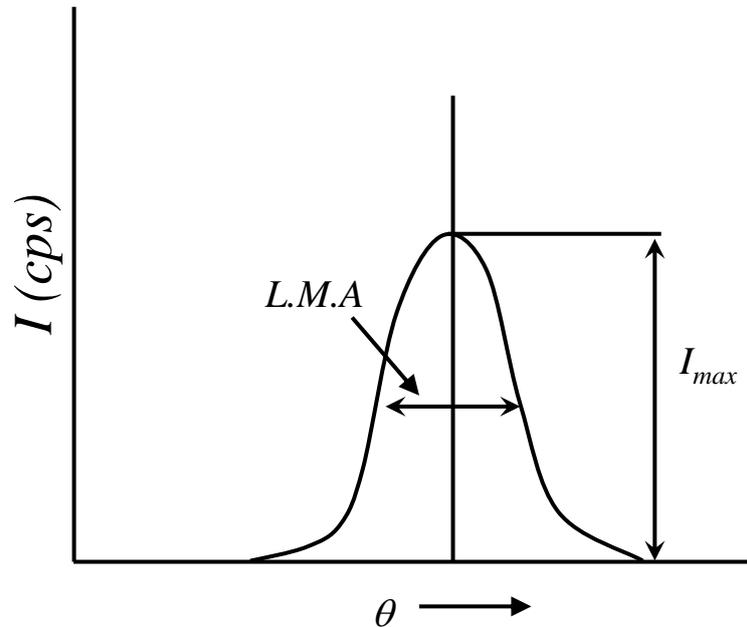


Figura 3-15 – Determinação da largura a meia altura (L.M.A) em um pico de difração.

A figura 3-16 mostra o cálculo da integral do pico de difração, a partir do cálculo da área, calculado a partir da integral, e da amplitude do pico é possível determinar a largura média do pico. Este cálculo é realizado a partir da divisão da altura do pico pela área total.

Hauk, (1997), investigou e concluiu que, muitas vezes, é observado que as tensões residuais e a L.M.A estão correlacionados no caso de metais deformados plasticamente e também na superfície tratada mecanicamente. O sinal da correlação depende da dureza do material. A largura dos picos de difração aumenta quando o tamanho de grão diminui ou quando as tensões residuais aumentam.

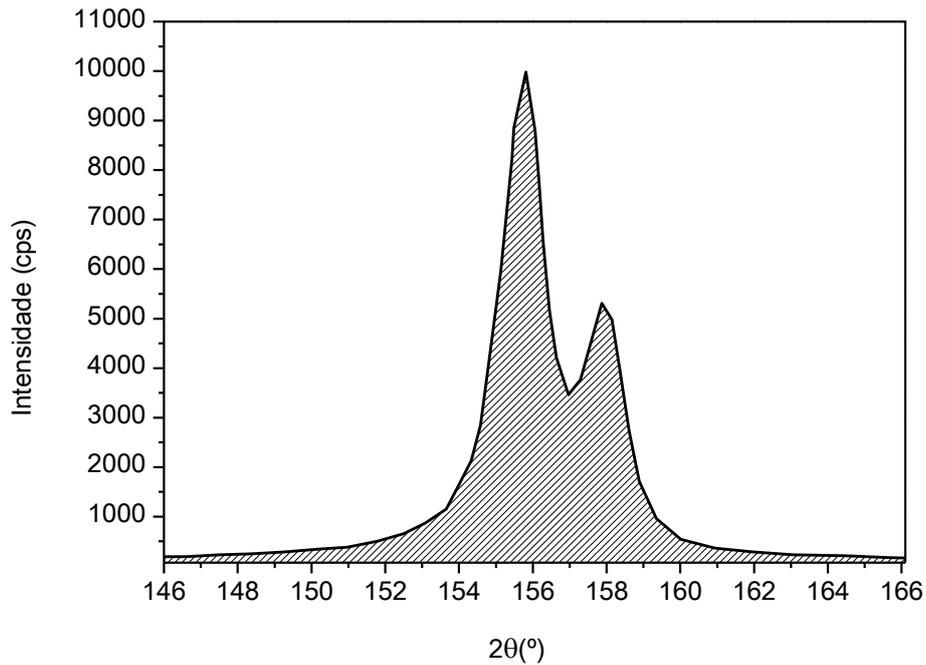


Figura 3-16 – Método de determinação da largura do pico de difração a partir do cálculo da integral.

Segundo Prevéy, (1986) o tubo de raios-X produz um espectro contínuo de radiação monocromática de alta intensidade em três linhas, $K\alpha_1$, $K\alpha_2$ e $K\beta$. Esta radiação característica tem comprimento de onda conhecido e de alta precisão. As linhas $K\alpha_1$ e $K\alpha_2$ diferem muito pouco em comprimento de onda e por isso existem dificuldades da separação do pico de difração produzido.

Segundo Hauk, (1997), a linha $K\beta$ é produzida em um comprimento de onda substancialmente mais curto e geralmente pode ser separado das linhas $K\alpha_1$ e $K\alpha_2$ por filtração, utilizando detectores de alta resolução, ou monocromadores de cristal. A linha $K\beta$ tem tipicamente intensidade de um quinto da linha $K\alpha_1$ e é geralmente demasiado fraco para a prática de medição de tensões residuais por difração de raios-X em superfícies plasticamente deformadas. Por isso, as linhas $K\alpha_1$ e $K\alpha_2$ são usadas para medição de tensões residuais, e os picos de difração produzidos consistem em picos sobrepostos, como mostrado na figura 3-17.

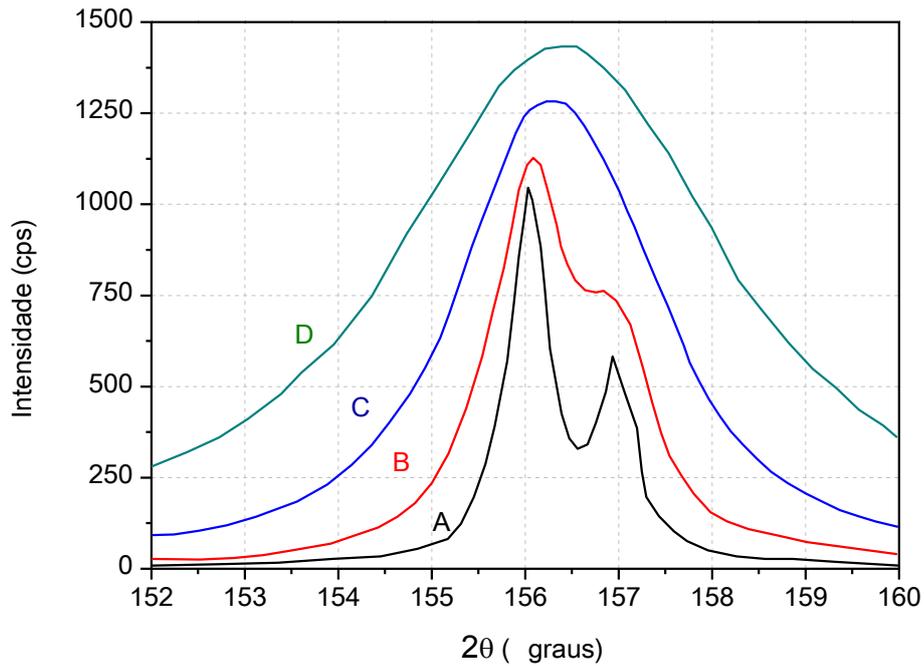


Figura 3-17 – Aspecto dos picos de difração para vários níveis de dureza, aço (211) radiação de Cr-K α pico em 156,08°. (A) - totalmente recozido, (B) e (C), a dureza intermediária; (D) - completamente endurecido.

3.3.2. Modelo de tensões plano elásticas

As medições de tensões residuais estão limitadas à superfície da amostra, porém, pode-se utilizar meios para que haja uma remoção de material da superfície e assim, expor o material de camadas inferiores à superfície da amostra, tornando possível a medição em profundidades maiores. A técnica de eletropolimento (ataque eletrolítico) é uma possibilidade para a realização de medições em relação à profundidade. Na superfície exposta pelo ataque eletrolítico, assume-se um estado plano de tensões, onde a distribuição de tensões é descrita por σ_1 , σ_2 e σ_3 na superfície da amostra é igual à zero conforme a figura 3-18 - (Prevéy, 1986).

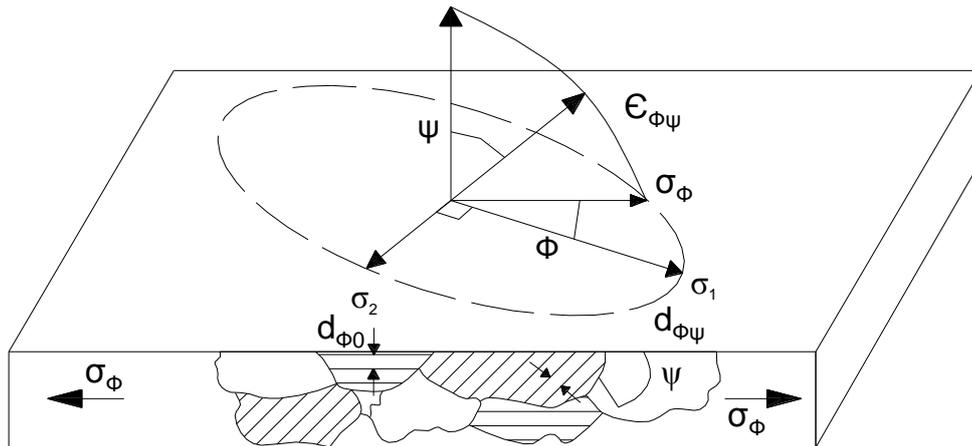


Figura 3-18 - Modelo de tensões elásticas plano. Adaptado de Prevéy, (1986).

3.3.3. Fontes de erro na técnica de difração de raios-X

A técnica de difração de raios-X só diz respeito a um pequeno volume do material, chamado de volume irradiado, que é determinada pelo produto da superfície irradiada, 1-25 mm², e profundidade de 15-30 μm, Francois et al., (1996). Deste volume total irradiado somente uma pequena porcentagem, 1% a 5%, contribuirá para o pico de difração. Este volume é descontínuo e irá variar com a direção de medição. De acordo com Francois et al., (1996) e Prevéy, (1886) alguns problemas associados, como resultado disso são:

- Tamanho de grão. Nos casos em que os materiais tenham sido submetidos a um processo de recristalização (como as ligas de alumínio), tamanho de grão pode exceder 100 μm. O número de grãos no volume irradiado pode ser insuficiente para levar a um pico de difração com uma forma regular, uma vez que só será formado por um pequeno número de planos de rede. Para superar esse problema, a superfície irradiada pode ser aumentada, utilizando as aberturas do equipamento de difração de raios-X. outra forma de contornar este problema pode ser orientando a amostra através dos ângulos θ e ψ durante a medição de pico. Por exemplo, aumentando o número de ângulos ψ medidos, ou aumentando a faixa de medição em θ . Com o aumento da área irradiada, o tempo de coleta de dados necessário para atingir a precisão adequada diminui. A precisão com que a intensidade difratada pode ser determinada como o inverso da raiz quadrada do número de raios-X absorvidos pelo detector.

- Gradientes de tensões. Nos casos onde há gradientes de tensões acentuados na superfície da amostra analisada, a lei de Bragg Equação 17 não seguirá uma forma linear, mas uma parabólica. Assim, torna-se necessário expressar a tensão em função da sua primeira derivada;
- Textura cristalográfica. Os materiais que têm uma orientação preferencial de grãos fortemente acentuada (materiais texturizados) também resultam em curvas com aspecto de "cobra". Quando esse efeito da textura é devido à anisotropia elástica, o problema pode ser corrigido utilizando a Função Distribuição de Orientação (ODF). No entanto, se esses efeitos são causados por anisotropia plástica, a resolução da distribuição de tensão interna se torna mais difícil;
- Materiais multifásicos. As medições efetuadas em materiais multifásicos em geral analisam as variações elásticas em apenas uma fase. Porém, as tensões residuais são uma combinação de estresse das tensões macroscópicas incorridas devido a contribuição de todas as fases presentes no material, resultando em uma tensão que é calculada uma média de apenas a fase de análise, e não de todo o material;
- Efeito da geometria da amostra. Não é necessária preparação da superfície antes de realizar medições de tensão - a menos que a superfície seja muito curva;
- Instrumento e os erros de posicionamento. Erros de $\pm 0,025$ mm no alinhamento do aparelho de difração ou posicionamento da amostra pode resultar em erros na medição de tensões de ± 14 MPa. Geralmente, o alinhamento de difratômetros de raios-X é realizada através da utilização de um padrão de silício, conforme descrito nas normas ASTM (ASTM E915 - 10, 2010). O posicionamento da amostra pode ser alcançado com precisão através da utilização de relógios comparadores;
- Constantes elásticas de raios-X (XEC's). A técnica de difração de raios-X não mede tensões macroscópicas (primeira ordem), mas a deformação dos cristais que constituem o volume difratado. Portanto, em um material policristalino, as propriedades elásticas diferem daquelas observadas em nível macroscópico. Estas constantes elásticas podem ser determinadas aplicando uma tensão elástica conhecida em uma amostra. Este procedimento é realizado fazendo uma medição usando um strain-gage em um dos lados da amostra. Após a aplicação desta tensão conhecida na amostra, são realizadas medições do espaçamento interplanar para cada carregamento aplicado, conforme a norma ASTM E1426-98 (2009).

3.4. Tensões Residuais – Métodos de medição - difração de nêutrons

O método de medição de tensões residuais por difração de nêutrons e energia dispersiva com radiação síncrotron é análogo ao método de medição de tensões residuais por difração de raios-X. Porém, a técnica de difração de nêutrons e radiação síncrotron não estão medindo em 2D (estado biaxial de tensões) e sim em 3D, estado triaxial de tensões. A penetração do feixe de nêutrons pode atingir mais de 10 cm de espessura dependendo da fonte.

A determinação das tensões residuais presentes no material por difração de nêutrons segue o princípio da lei de Bragg. Este método utiliza o retículo cristalino do material como um *strain-gage* interno, baseado na equação de Bragg, equação 24, (Lodini, 2003).

$$n\lambda = 2d\sin\theta \quad \text{Equação 24}$$

O espaçamento interplanar “d” e sua variação (tensão) podem ser medidos. Em um difratômetro monocromático, a tensão ε é determinada medindo o ângulo de espalhamento do material tensionado, θ , e o mesmo ângulo para o material não tensionado, θ_0 , conforme a equação 25, (Lodini, 2003).

$$\varepsilon = \frac{\sin\theta_0}{\sin\theta} - 1 \quad \text{Equação 25}$$

Em uma medida de difração o espaçamento interplanar, d, medidos na direção da bissetriz do feixe de nêutrons difratado. Desde que a tensão apresente um tensor é necessário medir as tensões em três diferentes direções ortogonais entre si nas direções x, y e z para se obter os componentes normais de tensões para as três direções. Os componentes normais de tensão, θ_x , θ_y e θ_z podem ser calculados a partir da equação 25. Sendo E o módulo de Young e ν de Poisson, (Lodini, 2003).

$$\sigma_i = \frac{E}{1+\nu} \varepsilon_i + \frac{\nu E}{(1+\nu)(1-2\nu)} (\varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z), \quad i = x, y, z \quad \text{Equação 26}$$

A montagem do experimento para medição de tensões residuais por difração de nêutrons pode ser observada na figura 3-19.

Quando se mede um componente mecânico é essencial saber onde a medida está sendo feita. Por esta razão, ter controle sobre a posição do volume de medida é

essencial para uma boa medição. O volume de medida de um equipamento é definido pela interseção entre o feixe de nêutrons de entrada e o espaço determinado pelos colimadores que estão a frente do detector de nêutrons, conforme mostrado na figura 3-19. Uma simplificação comum é considerar o volume de medição como sendo um cubóide com arestas perfeitamente nítidas. No entanto, mesmo para o mais básico dos sistemas de colimação, essa é uma grande simplificação. Define-se o volume de medida como sendo o espaço definido pela interseção dos feixes incidentes e refratados. Assume-se que eles seguem um comportamento perfeito e são transmitidos pela definição das aberturas, incidentes e refratados, dos feixes de nêutrons, (Lodini, 2003).

De acordo com o levantamento realizado por Krawitz (2011) em 2010, existem, no mundo, disponíveis os seguintes equipamentos para medição de tensões residuais por difração de nêutrons, tabela 2.

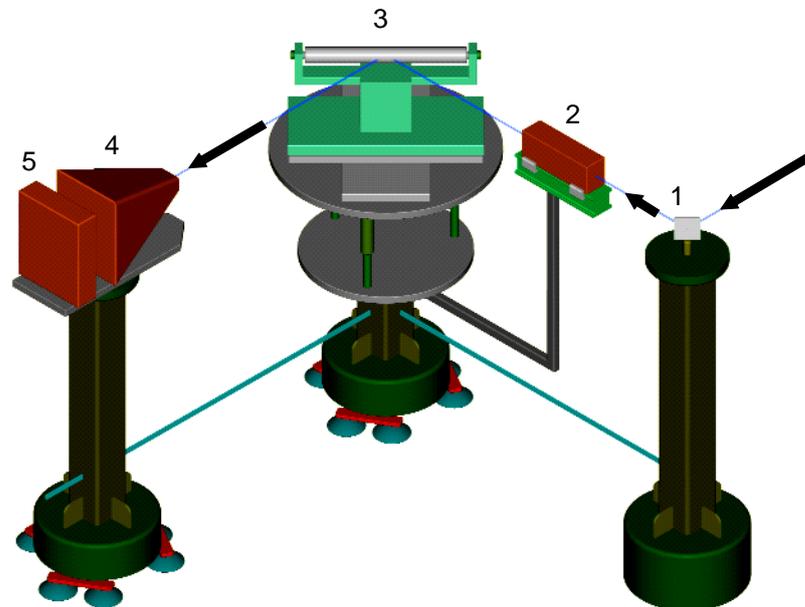


Figura 3-19 - Desenho esquemático do instrumento para medição de tensões residuais por difração de nêutrons, 1 = monocromador, 2 = abertura do feixe incidente, 3 = amostra, 4 = máscara feixe difratado, 5 = detector.

Segundo Webster e Wimpory (2001) alguns fatores devem ser considerados na utilização da técnica de difração de nêutrons para medição de tensões residuais, sendo elas: tamanho do componente, forma, material, gradientes de tensões e profundidade que se deseja medir as tensões. Outro aspecto a ser considerado é o tamanho do volume de análise. A figura 3-20 mostra a posição da amostra, o caminho do feixe de nêutrons e o volume de análise para as direções longitudinal, transversal e radial.

Tabela 2 – Instrumentos para medição de tensões residuais por difração de nêutrons e localização, levantamento realizado em 2010.

Instrumento	Instalação	Local
KOWORI	OPAL	Austrália
L3	AECL	Canadá
TKSN-400	NPI	República Tcheca
Diane	LLB	França
SALSA	ILL	França
STRESS-SPEC	FRMII	Alemanha
E3	HZB	Alemanha
RESA	JAEA	Japão
RSI	HANARO	Coréia
LCNDF	Petten	Holanda
Stress Instrument	SAFARI-I	África do Sul
BT8 Residual Stress	NIST	Estados Unidos
NRSF2	ORNL	Estados Unidos

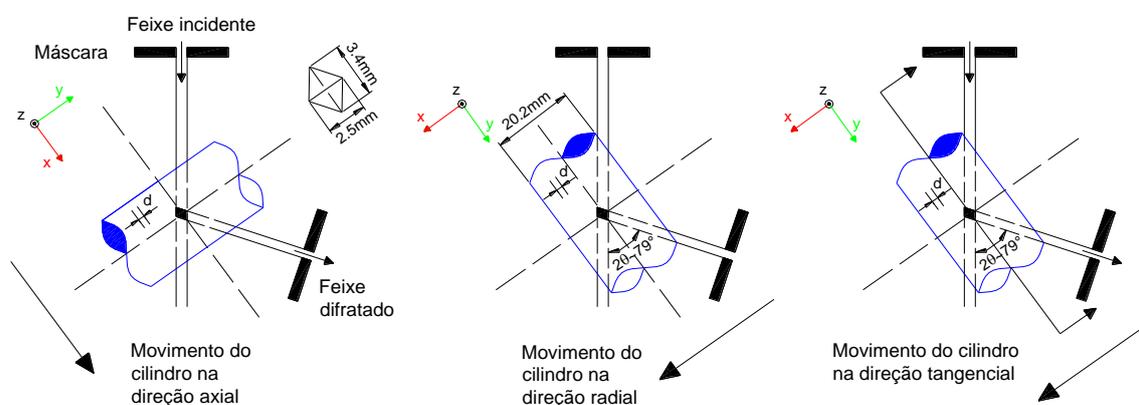


Figura 3-20 – Posição da amostra na medição de tensões residuais por difração de nêutrons na direção longitudinal e radial, definição do volume de análise.

3.5. Tensões Residuais – Métodos de medição - difração de radiação síncrotron

A radiação síncrotron é gerada em uma série de campos magnéticos de sinais opostos, em um dispositivo chamado *wiggler*. O *wiggler* é composto por uma série de ímãs projetados para desviar lateralmente e periodicamente, um feixe de partículas carregadas (invariavelmente elétrons ou prótons) dentro de um anel de armazenamento de um síncrotron. Estas deflexões, mostrada em detalhes na figura 3-21, irão produzir emissão de radiação síncrotron de banda larga, muito parecida com a deflexão do campo magnético do ímã, mas a intensidade é maior devido à contribuição de dipolos.

Os únicos elementos ópticos são uma máscara absorvente e alguns sistemas de fenda em diferentes posições do feixe de linha para reduzir o feixe transversal.

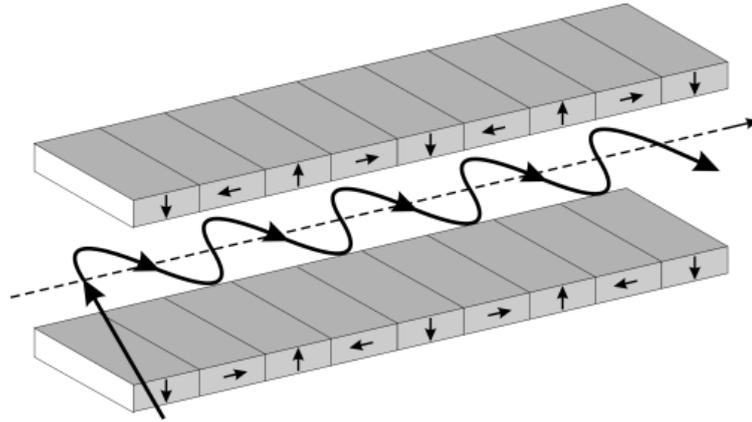


Figura 3-21 – Desenho esquemático da geração de radiação síncrotron.

Filtros estão disponíveis, suprimindo os fótons de baixa energia, a fim de evitar à absorção e conseqüente aquecimento da amostra. A refrigeração do sistema S1 é realizado por uma fenda que é feita de lâminas de 10 milímetros de liga de tungstênio e permite uma maior redução da seção transversal de feixe em horizontal (axial) e direção (tangencial) vertical. O sistema de fenda S2 é composto do elemento ótico padrão, o feixe primário foi fechado para um tamanho de feixe de 125 μm (axial) a 130 μm (vertical) para os experimentos. A figura 4-22 mostra o difratômetro do tipo MZ VI (fabricante Seifert). O ajuste exato da amostra é realizado por meio de um sistema de câmeras laser e CCD. Dois computadores conectados ao instrumento realizam o controle e aquisição de dados. A correlação entre os canais do detector LEGe e a escala de energia pode ser descrita por uma função polinomial de calibração de segunda ordem, os coeficientes são determinados usando as posições da linha γ conhecidas de nuclídeos radioativos ^{133}Ba , ^{57}Co e ^{241}Am , bem como as posições da linha de fluorescência de vários elementos (W, Au, Pb, Zr, etc), respectivamente. Na difração de energia dispersiva a relação entre uma grade de espaçamento $d\{hkl\}$ e os correspondentes de difração linha $E\{hkl\}$ é facilmente derivada da equação de Bragg, inserindo a relação de energia $E = h \nu = hc/\lambda$ (quantidade h-Planck, c-velocidade da luz).

$$d(hkl) = \frac{h \cdot c}{2 \cdot \sin \Theta \cdot E(hkl)} = \text{const.} \cdot \frac{1}{E(hkl)} \quad \text{Equação 27}$$

Utilizando a equação 27 a tensão no retículo cristalino $\varepsilon_{\varphi\psi}\{hkl\}$ pode ser calculada utilizando a equação 28.

$$\varepsilon_{\varphi\psi}(hkl) = \frac{d_{\varphi\psi}(hkl)}{d_0(hkl)} - 1 = \frac{E_0(hkl)}{E_{\varphi\psi}(hkl)} - 1 \quad \text{Equação 28}$$

Na difração de energia dispersiva, é importante notar que cada reflexão $E\{hkl\}$ na escala de energia tem de ser atribuído a média de profundidade, τ . Uma formulação geral da profundidade de penetração τ pode ser definida como sendo à distância da superfície onde 63% da intensidade de difração é observada, conforme a Equação 29:

$$\tau = \frac{\sin^2 \Theta - \sin^2 \psi + \cos^2 \Theta \bullet \sin^2 \psi \bullet \sin^2 \eta}{2\mu(E) \bullet \sin \Theta \bullet \cos \psi} \quad \text{Equação 29}$$

Com $\mu(E)$ o coeficiente de absorção linear depende da energia E , η – rotação da amostra em torno do vetor de difração. Assim, considerando a relação profundidade da deformação residual / estado de tensão, a equação fundamental de análise de tensões residuais por difração de raios-X será:

$$\varepsilon_{\varphi\psi}(hkl, \tau) = XEC_1 \left[\begin{array}{l} (\sigma_{11}(\tau)\cos^2 \varphi + \sigma_{22}(\tau)\sin^2 \varphi + \sigma_{12}(\tau)\sin 2\varphi)\sin^2 \psi + \sigma_{33}(\tau)\cos^2 \varphi + \\ (\sigma_{13}(\tau)\cos \varphi + \sigma_{23}(\tau)\sin \varphi)\sin 2\psi \end{array} \right] + XEC_2(\sigma_{11}(\tau) + \sigma_{22}(\tau) + \sigma_{33}(\tau))$$

Equação 30

XEC_1 ($1/2s_2$) e XEC_2 ($-s_1$) são as constantes elásticas de difração. A relação entre a deformação da rede obtidos experimentalmente e perfis de profundidade de tensões $\varepsilon_{\varphi\psi}(hkl, \tau)$ e $\sigma_{ij}(hkl, \tau)$ e os perfis de profundidade real no espaço z $\varepsilon_{\varphi\psi}(hkl, z)$ e $\sigma_{ij}(hkl, z)$, é dado por:

$$\varepsilon_{\varphi\psi}(hkl, \tau) = \frac{\int \varepsilon_{\varphi\psi}(hkl, z) \bullet e^{-z/\tau} dz}{\int e^{-z/\tau} dz} \quad \sigma_{ij}(\tau) = \frac{\int \sigma_{ij}(z) \bullet e^{-z/\tau} dz}{\int e^{-z/\tau} dz} \quad \text{Equação 31}$$

A equação 31 tem a forma de uma transformada de Laplace com relação $1/\tau$, os perfis τ são chamados de tensões de ‘Laplace’. Para avaliar os perfis de espaço real $\sigma_{ij}(hkl, z)$ partindo dos perfis $\sigma_{ij}(hkl, \tau)$, eles são descritos por funções polinomiais amortecidas exponencialmente, o que pode ser facilmente transformado em espaço de Laplace pela equação 31, com a ajuda dos mínimos quadrados são feitos ajustes dos dados experimentais.

3.6. Distorções de forma em processos de fabricação

Componentes mecânicos de alto desempenho usualmente são tratados termicamente para obter melhores propriedades mecânicas, porém este tratamento térmico ocasiona, muitas vezes, distorções indesejadas.

As distorções de forma geradas pelos processos de fabricação, denominados imperfeições geométricas iniciais, representam quantitativamente o afastamento da superfície real em relação ao desejado, ou ainda uma mudança dimensional. A figura 3-22 mostra um exemplo típico de distorção de forma antes (A) e após (B) o tratamento térmico de têmpera por indução, (Surm, 2007).

A norma EN 10052 (1994) define distorção como sendo qualquer mudança de forma e/ou dimensão ocorrida durante o tratamento térmico. Apesar desta definição descrever apenas o tratamento térmico, qualquer etapa de um processo pode ou poderá causar distorção em componentes mecânicos, principalmente etapas da cadeia de produção onde haja redistribuição de tensões residuais.

As primeiras investigações científicas envolvendo o estudo de distorções foram realizadas em 1927 por Portevin, (1927). Em 1966 Rose, (1966) investigou a distribuição de tensões residuais no tratamento térmico e criou um modelo para este comportamento. Entretanto, todas estas investigações propostas até então analisaram o efeito das distorções de forma, após o tratamento térmico, como sendo ocasionadas por problemas no tratamento térmico, ou seja, o problema distorção não é visto como uma propriedade do sistema. Em 2000, Rhode e Jeppsson (2000) mostraram que a abordagem tradicional para prever as distorções durante o tratamento térmico não é suficiente para resolução do problema.

Em 2001 foi criado, na Universidade de Bremen – Alemanha, um centro colaborativo de pesquisa (CRC) chamado “SFB570 - Distortion Engineering”, este centro de pesquisa foi financiado, de 2001 até 2011, pela fundação alemã de pesquisa DFG (Deutsche Forschungsgemeinschaft). A sigla SFB vem da palavra em alemão Sonderforschungsbereich e que significa em português “Centro de Pesquisa Colaborativa”.

Segundo Thoben et al., (2012) o controle de distorções na cadeia de produção é um dos principais desafios econômicos para minimizar os custos de produção. E este problema foi a motivação para a criação do SFB 570 executado por diversos grupos de pesquisa dentro da Universität Bremen e do Stiftung Institut für Werkstofftechnik – IWT, onde há pesquisas de processos de fabricação de geometrias simples sem distorção, (IDE, 2005; IDE, 2008; IDE 2011).

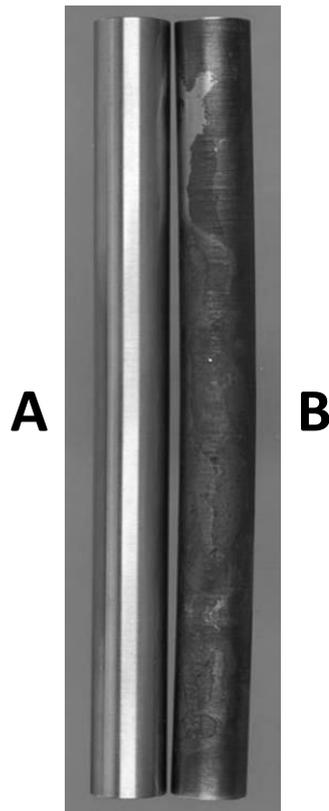


Figura 3-22 – Barras cilíndricas antes (A) e após (B) o tratamento térmico de têmpera por indução.
Fonte: Surm, (2007).

O SFB570 tem como objetivos a pesquisa dos mecanismos e efeitos dos processos de fabricação em componentes mecânicos. Segundo Zoch, (2012) uma das maiores realizações do SFB570 foi o desenvolvimento de uma metodologia própria para análise de problemas de distorção em componentes mecânicos.

Na figura 3-23 é mostrada a metodologia do SFB570 desenvolvida por Kessler, (2006). Esta metodologia é utilizada para o estudo e análise de distorções de forma em uma cadeia produtiva. A primeira etapa é a determinação de variáveis que podem causar distorção ao longo da rota de fabricação. Este levantamento é complexo e necessita de uma boa experiência para sua determinação. A segunda etapa é analisar o processo utilizando as ferramentas estatísticas através de uma matriz contendo os principais parâmetros a serem investigados. Segundo as pesquisas desenvolvidas no “Distortion Engineering” o método aceito para determinar a combinação destes fatores é o Planejamento de Experimentos, sigla em inglês (DoE), (IDE, 2008; IDE, 2011). Os resultados experimentais obtidos, variável resposta, são utilizados para identificar quais passos e parâmetros exercem maior influência nas distorções. Depois do planejamento estatístico do experimento, o próximo passo é o modelamento (simulação) do processo. Nesta etapa possíveis mecanismos da distorção são identificados.

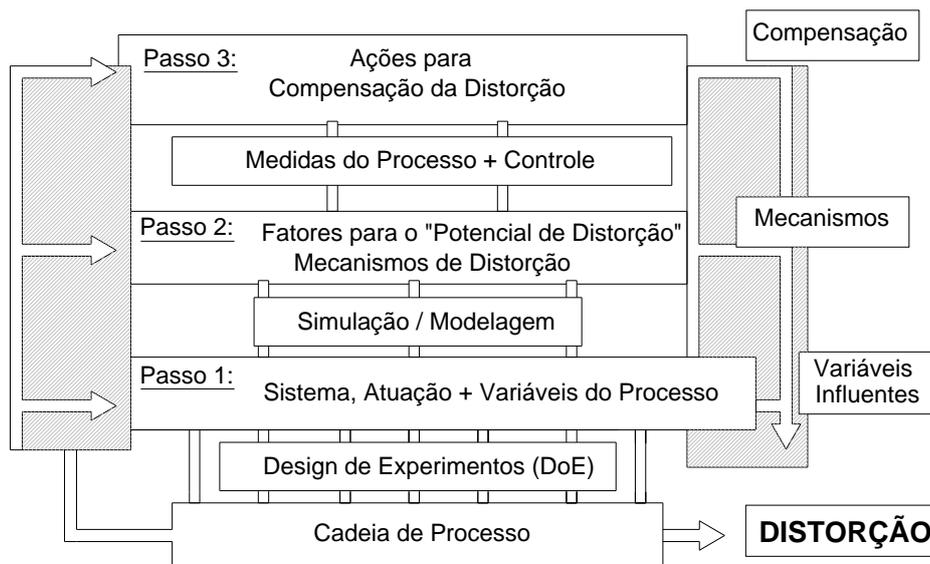


Figura 3-23 – Metodologia aplicada pelo SFB570 para investigação de distorções. Fonte: Adaptado de Zoch, (2012).

Finalmente, depois de identificados todos os parâmetros, variáveis do processo, fatores que alteram o “potencial de distorção” do material, são realizadas ações para compensar este “potencial de distorção”, minimizando-o.

De acordo com Zoch (2005), atualmente, a importância da análise das distorções como uma propriedade do sistema tem ganhado forte atenção e começou a ser reconhecido como um caminho para a melhoria dos processos de manufatura.

A abordagem atual, mais aceita, para a solução de problemas de distorção assume que o sistema sempre deve ser visto como um todo, para isto, são analisadas todas as etapas do processo, e cada etapa tem influência em uma etapa posterior do processo. Hoje em dia, a importância de analisar a distorção como uma propriedade do sistema, resultante do processo de fabricação de um componente, ganhou forte visibilidade e começa a ser reconhecida como uma maneira de melhorar a produção (Zoch, 2006; Klein et al., 2006; Zoch, 2008; Zoch, 2012).

Em 2003, Hoffmann et al., (2003) definiu o termo “potencial de distorção”. O “potencial de distorção” é a soma de todas as possibilidades que podem influenciar a dimensão e a forma de um componente de uma forma negativa. Também foi definido o “potencial de compensação”, o SFB570 assumiu a existência de um “potencial de compensação” que atua no sentido contrário ao “potencial de distorção”, que é definido da seguinte forma: O “potencial da compensação” é a soma de todas as possibilidades de provocar fenômenos que podem influenciar a dimensão e a forma de um componente de forma que as distorções sejam evitadas.

Thoben et. al (2002) e Hoffmann et. al. (2004) comprovaram que todas as etapas do processo podem gerar um “potencial de distorção” e este é aliviado, geralmente, em etapas onde há usinagem e/ou tratamento térmico, ou seja, em etapas onde há redistribuição ou relaxação de tensões residuais.

Zoch (2005) concluiu que com o avanço das pesquisas científicas, sabe-se que a distorção após a têmpera ou qualquer etapa do processo de fabricação está apenas liberando algo invisível, o “potencial de distorção”, que foi acumulado no componente ao longo de todo o processo de fabricação.

Distorções de fabricação constituem um sério problema existente nas áreas de engenharia em que o calor ou processos de usinagem são usados na fabricação de componentes. Segundo Frerichs et al., (2009), por anos, as distorções eram atribuídas como sendo efeitos relacionados com o tratamento térmico, hoje sabe-se que as distorções são influenciadas por diversos fatores durante a rota de fabricação e que cada fator somado irá contribuir na distorção.

3.6.1. Fatores relacionados a distorções de forma – Portadores de distorção

É conhecido que os processos a frio tendem gerar níveis de tensões residuais maiores do que os processos a quente, pois necessitam de esforços mais elevados devido à baixa temperatura do processo, que não permite um alívio de tensões no material, (Heeß et al., 1997; Grum, 2001). Volkmuth et al., (2001) citou um exemplo prático, na produção de tubos para anéis de rolamento: os tubos fabricados a frio têm uma alta ovalidade, por outro lado os tubos fabricados a quente apresentam uma baixa ovalidade. Esta distorção observada nos tubos fabricados a frio está diretamente relacionada aos diferentes estados de tensões residuais gerados durante o processo.

A figura 3-24 mostra alguns fatores que afetam a capacidade do processo de tratamento térmico, em relação às distorções de forma, mais de 200 fatores já foram relacionados a distorções durante tratamentos térmicos, porém segundo Frerichs et. al (2009) e Zoch, (2012), os quatro principais fatores são: Geometria do componente; distribuição de fases e elementos de liga; histórico mecânico; distribuição das tensões residuais.

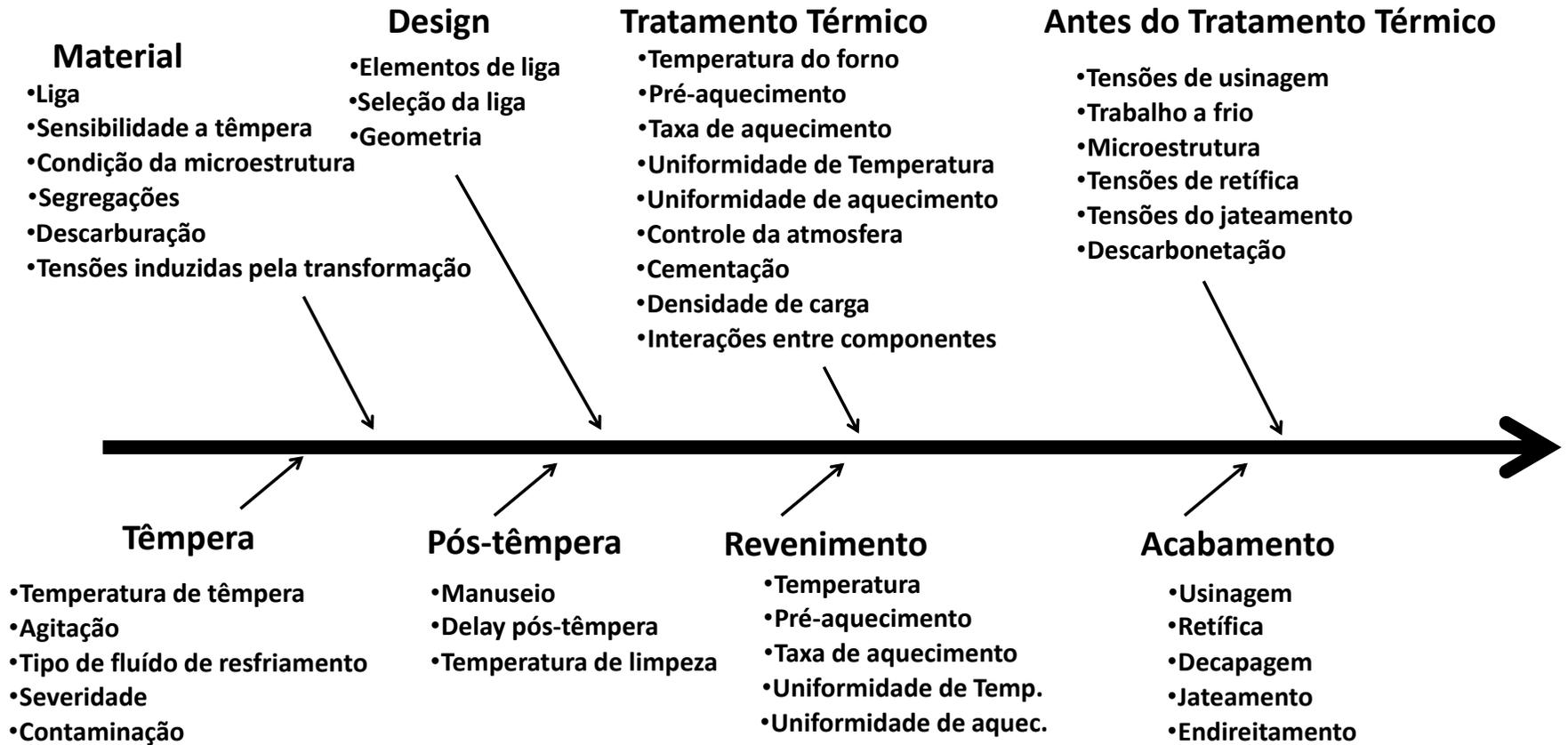


Figura 3-24 - Diagrama espinha de peixe das influências na distorção pré e pós tratamento térmico de componentes mecânicos durante uma rota de fabricação. Fonte: Adaptado de MacKenzie, (2005).

Já foram observadas orientações preferenciais no que diz respeito à mudança de curvatura, após o tratamento térmico. Hunkel et al., (2007) concluíram que uma análise da distribuição da zona de segregação, caso haja desalinhamento, pode ser correlacionado com possíveis distorções. Por exemplo, utilizando um ataque químico e microscopia óptica a figura 3-25(A) mostra a análise da zona de segregação e a sua distribuição ao longo da seção transversal. Na figura 3-25(B) é utilizado um software para fazer a análise de imagens e posterior determinação do centro da zona de segregação.

Segundo Hunkel et al., (2007b), Hunkel, (2012) e Prinz et al., (2009) o desalinhamento da zona de segregação em relação a linha central pode influenciar na taxa de resfriamento e também na temperatura da transformação martensítica ao longo da barra, o que pode ocasionar uma distorção.

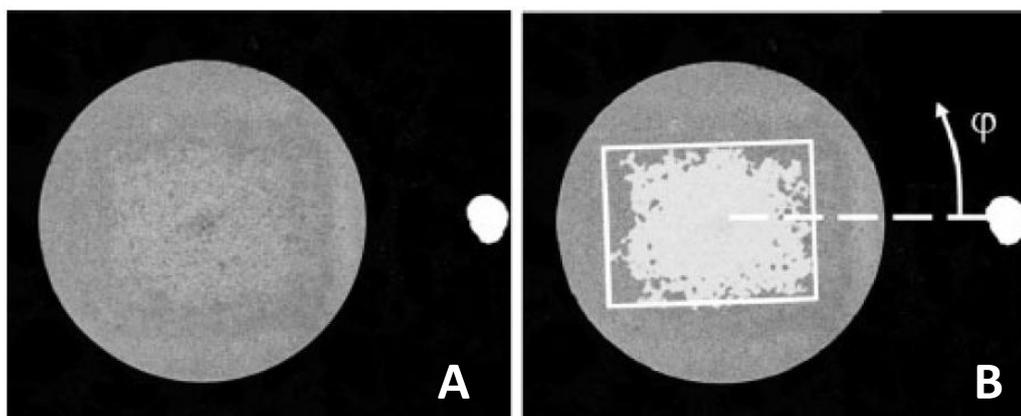


Figura 3-25 – (A) Micrografia da zona de segregação, (B) Análise do alinhamento da zona de segregação utilizando a técnica de análise por tons de cinza. Fonte: Prinz et al., (2009)

De acordo com Frerichs et al., (2009) sabe-se que o tratamento térmico também pode contribuir para distorção pela assimetria do aquecimento. Outro aspecto que pode levar as distorções de forma é a assimetria durante o processo de cementação, na figura 3-26 é mostrado um componente cilíndrico cementado assimetricamente. O lado não cementado terá uma transformação de fase mais rápida se comparado com o lado cementado, e isto, irá provocar uma deflexão devido a diferenças volumétricas no material que resultará em uma distorção de forma.

Heeß et al., (1997) apontou alguns mecanismos envolvidos na distorção de componentes durante tratamentos térmicos, mostrado na figura 3-27. Zoch (2005) concluiu que a soma destes efeitos pode vir a alterar a resposta do componente ou sistema quando em uso ou durante os processos de manufatura causando distorções indesejadas.

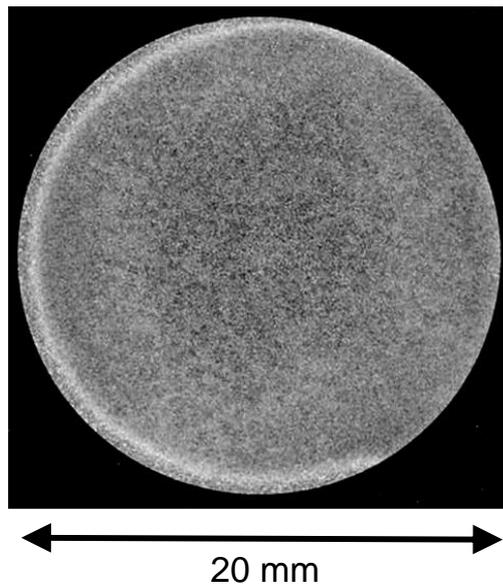


Figura 3-26 – Componente cilíndrico cementado assimetricamente, 940°C, 135 min. Fonte: Lübber, (2007).

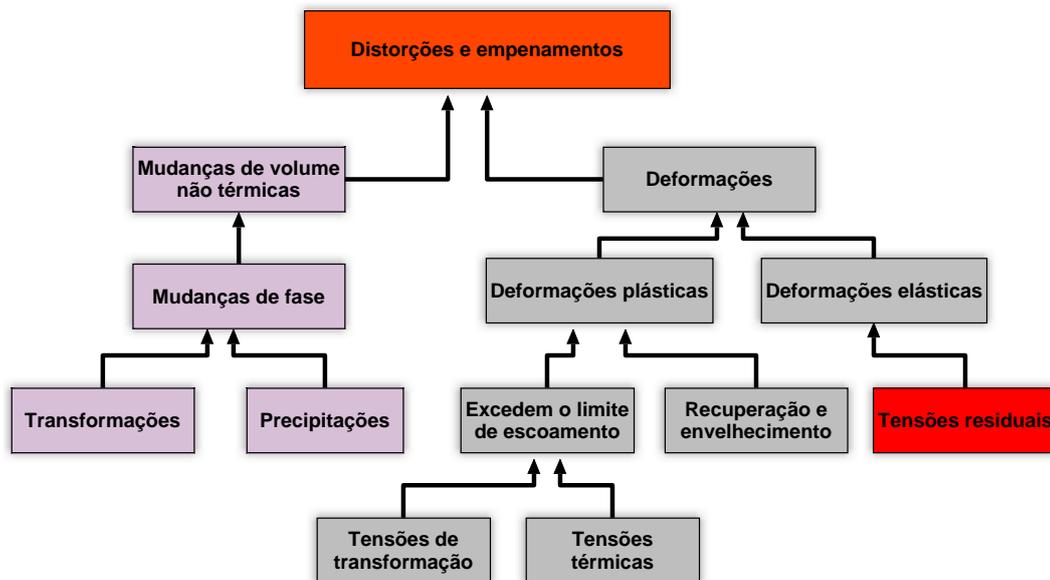


Figura 3-27 - Mecanismos de distorção devido a tratamentos térmicos. Adaptado de: Heeß (1997).

Thoben et al. (2002) concluíram que níveis significativos de tensões residuais são gerados nos processos de conformação a frio, pois as deformações plásticas ocorrem a temperaturas baixas com menores possibilidades de ocorrência de mecanismos de relaxação das tensões. Em especial, tensões residuais, podem gerar perda de matérias-primas ocasionadas por quebra de componentes durante tratamentos térmicos, em etapas posteriores do processo de fabricação ou ainda a quebra catastrófica do componente quando em serviço.

Tratamentos de aquecimento/têmpera parciais são responsáveis pelas mais significantes relaxações e gerações de tensões residuais. A relaxação de tensões residuais introduzidas por deformação a frio e usinagem irão resultar em uma alta deformação no componente após o tratamento de têmpera, Grum, (2002).

Löhe et al. (2002) afirma que estas tensões residuais podem ter uma grande influência sobre o comportamento mecânico das barras trefiladas. Em diversos estudos, verificou-se que a presença de tensões residuais trativas na superfície favorece a formação de trincas que podem reduzir a vida em fadiga dos componentes quando submetidos a diferentes carregamentos, ou ocasionar ruptura frágil e também corrosão sob tensão na presença de meios agressivos. Portanto, é necessário conhecer a distribuição e o nível das tensões residuais causados pelo processo de trefilação e a possibilidade de alterar e controlar estas tensões de forma a evitar efeitos negativos decorrentes. Também é necessário o conhecimento desta distribuição de tensões residuais nas etapas subsequentes de manufatura, entre elas, usinagem e tratamento térmico de endurecimento superficial (têmpera por indução).

3.6.2. Mecanismos de distorção em processos de fabricação e tratamentos térmicos e controle de distorção

Para garantir alta qualidade, propriedades mecânicas, e confiabilidade dos componentes de aço, os fabricantes realizam tratamentos térmicos. Nos vários processos de fabricação de componentes de aço, o tratamento térmico é a operação mais sensível e menos controlável, em relação a problemas de fabricação, pois envolve as distorções de forma imprevistas.

O principal interesse industrial é, portanto, entender e prever as distorções durante a etapa de projeto, design do produto e processo de fabricação. Segundo Totten, (2007), estudos recentes e os contatos com a indústria, muitas vezes mostram as frustrações vividas por fabricantes de tentar controlar as distorções de forma consistentemente. Este tipo de controle é complexo, pois não depende apenas do ajuste dos equipamentos e fornos de tratamento térmico e sim de um controle de toda cadeia de produção, Zoch (2005).

Sabe-se que quase todas as etapas no processo de fabricação podem afetar a forma final da peça, “potencial de distorção”. Se pudesse ser prevista com precisão qual a nova forma de uma peça após o tratamento térmico, então, esta informação poderia ser incluída no projeto antes da fabricação. No entanto, há tantas variáveis que interagem de muitas maneiras que o problema é muitas vezes além da capacidade atual para análise

e, assim, a distorção não pode ser prevista com precisão, mas pode ser controlada ou minimizada, Zoch (2009).

Frerichs et al. (2004) mostrou que é possível controlar as distorções no tratamento térmico aplicando um “potencial de compensação”. Este “potencial de compensação” pesquisado por Frerichs consistiu em um controle de fluxo de ar no resfriamento de cilindros de aço ABNT 52100.

As vantagens da têmpera seca, usando gases ou ar comprimido, para reduzir a distorção, são conhecidas e já foram publicados trabalhos científicos, por exemplo, Schüttenberg et al. (2004). O trabalho de pesquisa apresentado por Surm (2007) mostrou, no entanto, que a alta flexibilidade de campos de resfriamento de um bico gasoso pode ser usada para ajustar localmente a transferência de calor, figura 3-28. A possibilidade de têmpera intencionalmente heterogênea abre um novo campo de correções para as distorções na etapa de têmpera. Esta correção in-situ é um exemplo de "potencial de compensação". Para este caso, a aplicação do "potencial de compensação" exige dados in-situ das dimensões do anel real, por exemplo, antes e durante a têmpera. Esses sinais podem então ser usados como entrada para um loop de controle fechado para ajustar intensidades e fluxo local do bico gasoso, controlando a distorção, (Stark, 2012).

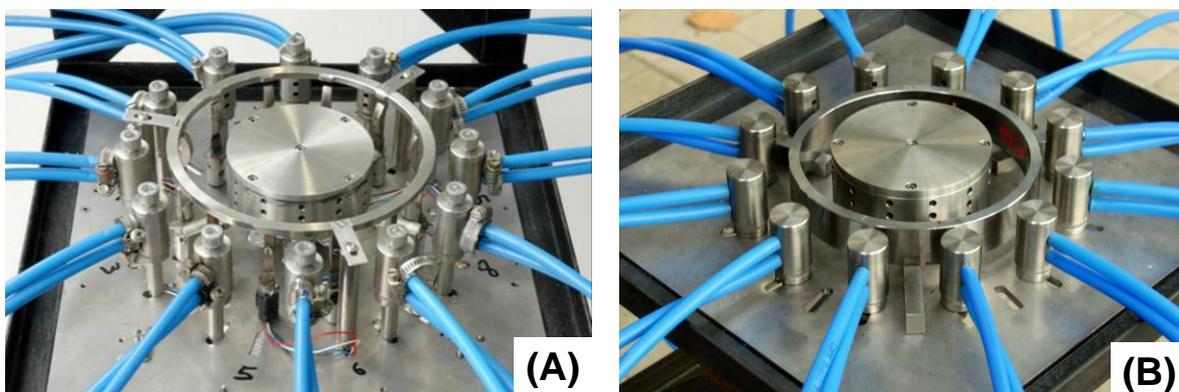


Figura 3-28 – (A) Exemplo de um equipamento para aplicação de um “potencial de compensação” no resfriamento de um anel cilíndrico na etapa de têmpera, (B) equipamento de controle de distorção em um disco. Adaptado de: Surm (2007).

Na figura 3-29 é mostrado um dispositivo desenvolvido pelo SFB570 para compensação de distorções de barras cilíndricas na têmpera. Neste dispositivo há tubos, defasados de 90° cada, com orifícios nas laterais. Estes tubos laterais controlam o fluxo de ar a partir da análise de distorção da barra no processo de têmpera.

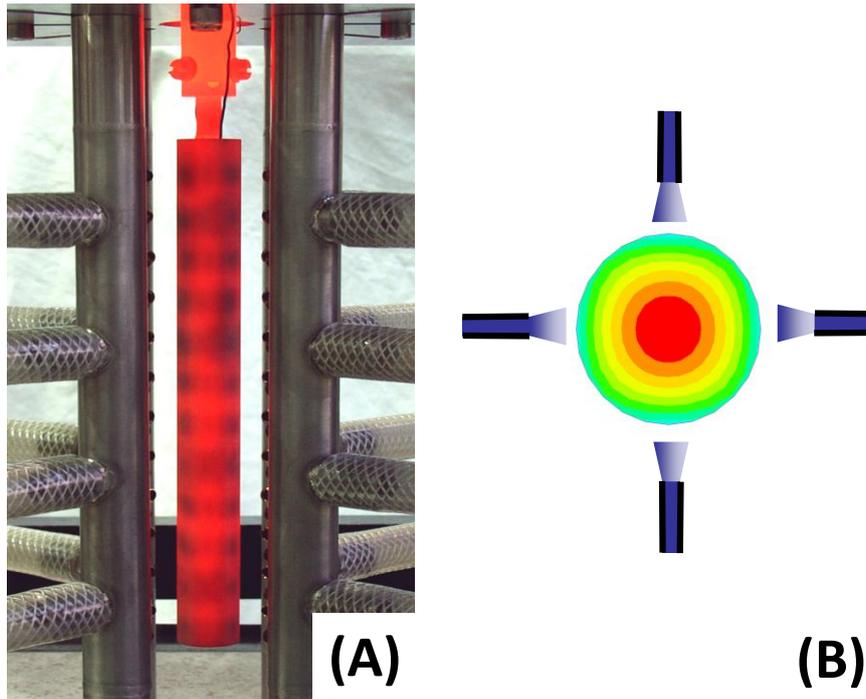


Figura 3-29 – Exemplo de aplicação de um “potencial de compensação” no resfriamento após o tratamento térmico. Adaptado de: Lübben (2007).

As mudanças de forma e tamanho de uma peça, relacionadas a tensões residuais, durante o tratamento térmico podem ser atribuídas a três causas fundamentais, (ASM International, 1991):

Tensões residuais causam uma mudança de forma no componente quando ultrapassarem o limite de escoamento do material. Isso vai ocorrer na etapa de aquecimento quando há um declínio na resistência ao escoamento do material.

- Tensões causadas pela expansão diferencial devido a gradientes térmicos. Estas tensões vão aumentar com o gradiente térmico e deformação plástica, pois a resistência ao escoamento é excedida.
- Mudanças de volume devido às transformações de fases. Estas alterações de volume geram sistemas de tensões residuais localizados, até que o limite de escoamento seja excedido localmente e ocorrem as distorções de forma.

3.6.1. Mecanismos de geração de tensões residuais após a têmpera por indução

Segundo Rudnev (2003) os mecanismos de formação de tensões residuais após a têmpera por indução são mostrados na Figura 3-30, no primeiro estágio observa-se o ciclo de aquecimento da peça cilíndrica, a seção do cilindro que está sendo aquecida

pela bobina sofre uma dilatação térmica tentando a expansão, mas a temperatura do cilindro ainda é baixa neste estágio, menor que 500°C. Durante este estágio, o aço ainda não apresenta uma condição de fácil expansão, como resultado, tensões são geradas no cilindro. O aumento de temperatura irá causar um aumento de tensões compressivas na superfície, na faixa de temperatura entre 520°C e 750°C, assim o aço sofrerá uma expansão plástica volumétrica e haverá redução das tensões. Quando a temperatura excede os 850°C, a superfície do cilindro irá expandir, e o diâmetro da parte aquecida irá aumentar em relação ao diâmetro inicial. Isto é devido ao fato do limite de escoamento na superfície ser consideravelmente menor, assim o material irá escoar plasticamente, como consequência, as tensões na superfície irão diminuir significativamente. Após o fluido de resfriamento é pulverizado na superfície, se este resfriamento for eficiente irá causar a formação de Martensita na superfície. A formação da Martensita causa uma expansão volumétrica em relação ao núcleo do material, formando tensões residuais compressivas na superfície, para camadas mais profundas há uma complexa formação de tensões variando de compressivas a trativas formando um equilíbrio entre elas.

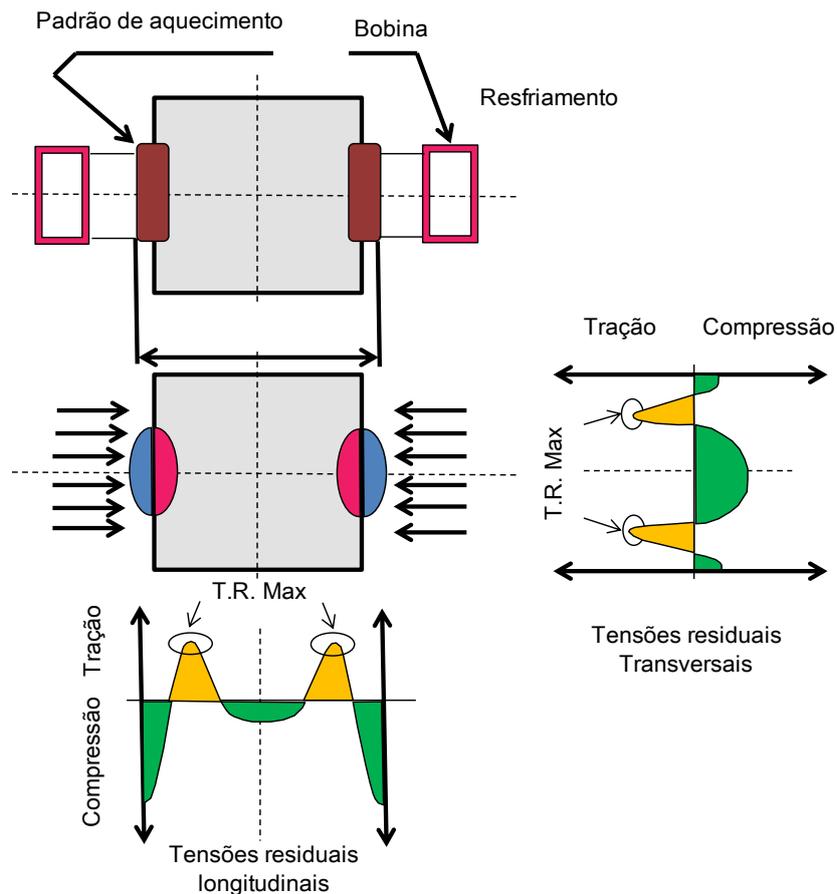


Figura 3-30 - Distribuição de tensões residuais após a têmpera por indução. T.R. Max = Tensões Residuais máximas. Fonte: Adaptado de Rudnev, (2003).

3.6.2. Distorções de forma em têmpera por indução

Como nos tratamentos térmicos em fornos convencionais, a distorção no processo de têmpera por indução surge durante a austenitização ou têmpera. De acordo com Hassel e Ross, (1991) as distorções de forma durante a austenitização, geralmente, resultam do alívio de tensões residuais introduzidas durante etapas anteriores do processo de fabricação, ou de aquecimento não uniforme durante a têmpera. Quando apenas a superfície da peça é austenitizada e endurecida, o metal que está em uma temperatura inferior no núcleo da peça minimiza a distorção.

Pequenas quantidades de distorção em componentes temperados por indução são, frequentemente, eliminadas por meio de uma operação de endireitamento mecânico. Porém, este endireitamento envolve custos e principalmente produtividade no processo, pois é necessária mais uma etapa no processo de fabricação.

Segundo Grum, (2002) em engrenagens mecânicas é utilizada uma indução de varredura, em que apenas uma pequena parte da peça é temperada. Este procedimento é útil na prevenção de problemas de distorção, em alguns casos. Porém, pode ter o efeito inverso, caso haja um perfil de tensões residuais não favoráveis, na matéria-prima, a este tipo de processo. Outro método para minimização de distorções em componentes cilíndricos é a rotação da peça, desde que seja simétrico, pois aumenta a uniformidade de aquecimento e diminui a probabilidade de não uniformidades na forma final.

A figura 3-31 mostra dois padrões de aquecimento para uma barra cilíndrica, em (A) é mostrado uma situação ideal, onde a bobina e a barra a ser temperada por indução estão alinhadas e centralizadas, neste caso, o padrão de aquecimento será homogêneo em toda barra, como consequência, a camada temperada será homogênea e as distorções de forma decorrentes de alterações volumétricas e gradientes térmicos superficiais serão minimizados. Em (B) é mostrado uma situação heterogênea, neste caso, a bobina e a barra não estão alinhados, desta forma, o padrão de aquecimento não é homogêneo em toda barra. Consequentemente a camada temperada não terá uma espessura homogênea em todo componente, podendo comprometer o comportamento mecânico deste. Este padrão heterogêneo poderá induzir distorções decorrentes de alterações volumétricas heterogêneas em camadas superficiais.

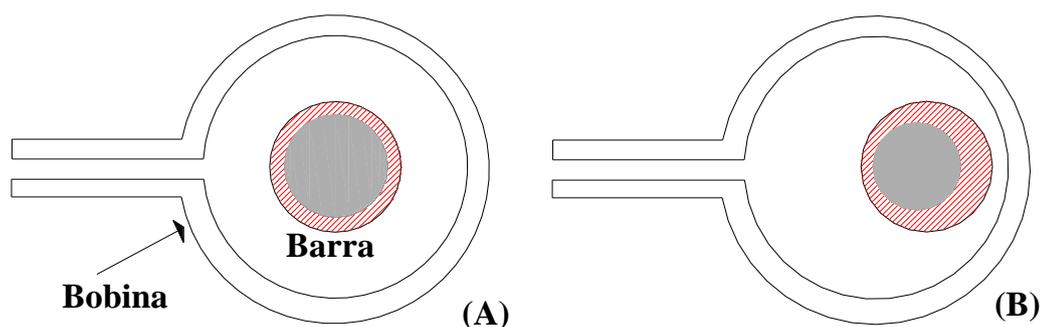


Figura 3-31 - Indução padrão de aquecimento produzido em uma barra redonda colocada no centro da bobina (A) e fora do centro da bobina de indução (B).

A distorção de um componente mecânico submetido à têmpera por indução também pode estar relacionada à temperatura de austenitização. O uso de uma potência de aquecimento maior gera elevadas temperaturas de austenitização, que dão origem a maiores níveis de tensões residuais. Este elevado nível de tensões residuais está relacionado ao aumento da quantidade de contração não uniforme, durante o resfriamento. A utilização de meios de resfriamento de alta severidade, tais como água ou salmoura, também tende a produzir elevadas tensões residuais, podendo gerar a graves distorções. Por isso, é importante a escolha correta do líquido de têmpera, pois este afeta diretamente a severidade.

As experiências provadas até o momento afirmam que a escolha de um indutor correto e também do sistema de resfriamento podem minimizar estes efeitos de distorções, (Fahry et al., 1989).

A composição química do aço também desempenha um papel importante na tendência de quebra em aplicações de têmpera por indução. Esta tendência aumenta com o aumento do teor de carbono ou de manganês. Isso não quer dizer, porém, que os níveis críticos de qualquer elemento podem ser especificados, pois outros fatores como a profundidade (em aplicações de proteção de superfície), projeto de peças, também são importantes.

3.7. Caracterização de distorções de forma - Metrologia e medição por coordenadas – MMC

No estudo de distorções de forma em processos de fabricação é usual a quantificação da distorção utilizando um equipamento de medição por coordenadas, usualmente chamada de máquina MMC ou máquina 3D. A utilização deste tipo de equipamento é necessária, pois muitas vezes, as distorções estão em escala micrométrica, o que torna inviável a medição por meios convencionais. As máquinas de

medição por coordenadas contam com sistemas mediante os quais é efetuada a aquisição das coordenadas dos pontos a medir. Usualmente é utilizado o sistema cartesiano, porém também podem ser utilizados outros sistemas, sistema polar, sistema cilíndrico, sistema esférico entre outros.

Souza, (2008) afirma que a tecnologia de Medição por Coordenadas, ou Medição 3D, é o recurso mais poderoso que a Indústria possui para o desenvolvimento dimensional de produtos, controle dimensional de peças e melhoria da capacidade de processos. A importância da tecnologia para a garantia da qualidade tem sido cada vez maior e a maior parte das empresas de médio e grande porte da área metal-mecânica possuem máquinas MMC.

Segundo Ferreira, (2007) a aquisição dos pontos de medição geralmente é feito a partir do contato de um sensor na superfície da peça que está sendo medida. Este sensor, conhecido também como sistema de apalpação, tem como finalidade fazer a aquisição de um determinado ponto medido através do contato com a superfície a medir, apresentando as coordenadas nos eixos X, Y e Z, relativamente a um sistema de coordenadas definido. O sistema apalpador tem como função transmitir ao processador da máquina a existência de um toque numa determinada superfície de forma a registrar as coordenadas desse ponto onde se efetuou o contato.

3.8. Análise estatística de dados experimentais - Planejamento de experimentos – Design of Experiments – DoE

O planejamento de experimentos (DoE) é um método para investigar simultaneamente os efeitos de variáveis múltiplas em uma variável de saída (resposta) com objetivo de encontrar os níveis ótimos dos parâmetros que regulam um processo de fabricação.

Segundo Montgomery, (2008), o planejamento de Experimentos (*Design of Experiments*, DoE) é uma técnica utilizada para se planejar experimentos, ou seja, para definir quais dados, em que quantidade e em que condições devem ser coletados durante um determinado experimento, buscando satisfazer dois grandes objetivos: redução do número de testes e a maior precisão estatística possível na resposta.

Segundo Antony, (1998), o planejamento de experimentos permite:

- Aumentar a produtividade do processo.
- Melhorar o produto e o tempo de desenvolvimento do processo.
- Tornar os processos insensíveis a variações de fabricação e ambientais.
- Determinar as condições ótimas do processo e reduzindo desperdícios.

- Melhorar o rendimento, estabilidade e capacidade de um processo de fabricação em curso.

Para o desenvolvimento de um Planejamento de Experimentos na indústria são sugeridas as seguintes etapas (Montgomery, 2008):

- Determinar os fatores mais importantes que afetam a saída (resposta) do processo.
- Reduzir a variabilidade do processo em torno de um valor-alvo especificado.
- Caracterização do problema
- Escolha dos fatores de influência e níveis
- Seleção das variáveis de resposta
- Determinação de um modelo de planejamento de experimento
- Condução do experimento
- Análise dos dados
- Conclusões e recomendações

Sall et al., (2007) define a significância estatística, se for improvável que o evento tenha ocorrido por acaso ou devido apenas ao erro aleatório.

Coleman e Montgomery, (1993) afirmaram que a randomização é a base que sustenta o uso de métodos estatísticos no projeto experimental. Por sorteio, a ordem na qual as corridas individuais ou ensaios do experimento, a serem executados, são determinadas aleatoriamente, isto minimiza os erros experimentais.

Segundo Antony, (1998), um fator a ser considerado é a replicação e a repetição dos experimentos. A replicação é um processo de execução de ensaios experimentais em uma ordem aleatória. Os resultados da replicação contêm mais informações do que os de repetição, como variações de captura de replicação dos resultados experimentais devido a ajustes no equipamento. A replicação exige a redefinição de cada condição experimental, o custo do experimento será aumentado até certo ponto. Sob tais circunstâncias, pode-se preferir a repetição, onde se pode repetir um experimento como o planejado antes de prosseguir para a próxima prova no delineamento experimental. No entanto, um erro de *setup* é improvável que seja detectado usando a repetição de ensaios experimentais. Isso ocorre porque o efeito de fatores incontrolláveis, como temperatura ambiente, umidade, e outros fatores que afetam os resultados, e não podem ser controlados durante ensaios sucessivos, se o tempo para completar cada avaliação é curto.

Para assegurar a identificação dos fatores significativos e das interações na distorção o método de Design of Experiments (DoE) é usado. O DoE prevê uma

metodologia para determinar as relações entre os fatores e suas interações que afetam um processo Montgomery, (1976). O método tradicional de coleta de grandes quantidades de dados, alterando um fator de cada vez se torna inviável quando o número de fatores aumenta significativamente. Mais eficiente é a abordagem de design fatorial de dois níveis. Ao restringir os testes a apenas dois níveis (alto e baixo) de cada fator, o número de experimentos é reduzido. Por isso, a escolha correta dos fatores deve ser cuidadosa, para que os efeitos sobre o resultado que se deseja obter do experimento possa ser identificado em um procedimento de análise estatística. Se o número de fatores é relativamente grande, o número de corridas pode ser reduzido através da realização de um DoE fatorial, 2^{k-1} , onde k é o número de fatores do processo. A utilização deste procedimento consiste de um subconjunto representativo de um modelo fatorial completo. Ao reduzir o número de corridas, o impacto de alguns fatores não pode ser avaliado de forma independente. Entretanto, a utilização do DoE fatorial, 2^{k-1} , nem sempre é eficiente em uma análise de distorção em uma linha de produção, pois pode haver um incremento do número de amostras a serem analisadas para se obter um grau de confiabilidade (α) elevado, $\alpha > 0,05$, (Scheffler, 1997).

4- Metodologia

4.1. Introdução

Este trabalho seguiu uma metodologia científica para a caracterização do problema distorção e suas causas, (IDE, 2005). Esta metodologia sugere que sejam realizadas quatro análises básicas, sendo elas:

- Análise da microestrutura do material;
 - Análise de microestrutura do material englobando as fases presentes e sua distribuição ao longo do material;
 - Análise de inclusões;
 - Análise de segregações e sua distribuição;
 - Análise química;
- Análise da distribuição de tensões residuais;
 - Análise das tensões residuais superficiais e sua distribuição, utilizando a técnica de difração de raios-X;
 - Análise do perfil de tensões residuais, utilizando as técnicas de difração de raios-X com remoção de camadas, difração de nêutrons e difração de radiação síncrotron;
- Análise dimensional;
- Análise estatística de dados;
 - Análise de uma variável resposta do sistema, distorção, e todos os possíveis parâmetros de processo que afetam a variável resposta.

4.2. Rota de fabricação estudada

Na usina siderúrgica, vários processos são realizados até a obtenção da matéria-prima utilizada na fabricação de barras trefiladas de aço ABNT 1045, objeto de estudo deste trabalho. O processo de fabricação inicia pela manufatura do fio-máquina.

Para a fabricação de fio-máquina de aço ABNT 1045 são necessárias várias etapas: A primeira etapa consiste na fusão de sucata e ferro gusa em um forno a arco elétrico. Na segunda etapa ocorre o refino primário do aço líquido, onde é realizada a oxidação do aço e controle dos elementos Carbono, Manganês, Silício e Fosforo.

Posteriormente ocorre o refino secundário, onde são adicionados elementos desoxidantes e dessulfurantes. Na última etapa de produção na aciaria ocorre o lingotamento contínuo, esta etapa é responsável pela solidificação do aço tendo como produto um tarugo com seção quadrada de 150 mm. A próxima etapa de produção ocorre em um laminador, responsável por conformar mecanicamente o material, este processo é realizado a quente e por sucessivas deformações induzidas por rolos o material passa a ter uma seção redonda com um diâmetro desejado, 21,40 mm para a geometria estudada neste trabalho. Finalmente essa barra laminada é enrolada a quente formando uma bobina de fio-máquina, mostrado na figura 3-2. Este material é estocado para utilização posterior na próxima etapa da rota de fabricação.

Para realização da próxima etapa do processo, trefilação combinada, a matéria-prima, bobina de fio-máquina, necessita de um condicionamento da superfície para remoção de oxidações e carepas provenientes da laminação a quente. Este condicionamento da superfície, decapagem, é realizado em um banho ácido seguido de uma neutralização da superfície utilizando-se meio alcalino.

O fio-máquina, ainda em forma de bobina, passa para a etapa de trefilação combinada. Esta etapa inicia com o acondicionamento da bobina de fio-máquina em um desbobinador, este equipamento fixa a bobina de fio-máquina que está sendo tracionada e permite o giro da bobina.

A próxima etapa dentro da trefilação combinada consiste na passagem do fio-máquina pelos rolos preparadores, este conjunto de rolos causa a primeira deformação plástica no fio-máquina ao tracioná-lo. A etapa seguinte do processo de trefilação combinada consiste no pré-endireitamento horizontal e posterior pré-endireitamento vertical. Um equipamento utilizado no pré-endireitamento horizontal de fio-máquina é mostrado na figura 4-1. O conjunto de rolos de pré-endireitamento vertical é mostrado na figura 4-2.

Este pré-endireitamento é composto de um conjunto de rolos, com diâmetros de 190 mm, afastados de uma distância entre eles. A distância entre os centros desses rolos é definida a partir de uma receita padrão, estes valores de distância sofrem pequenos ajustes durante o processo para garantir a retilinidade do fio-máquina.

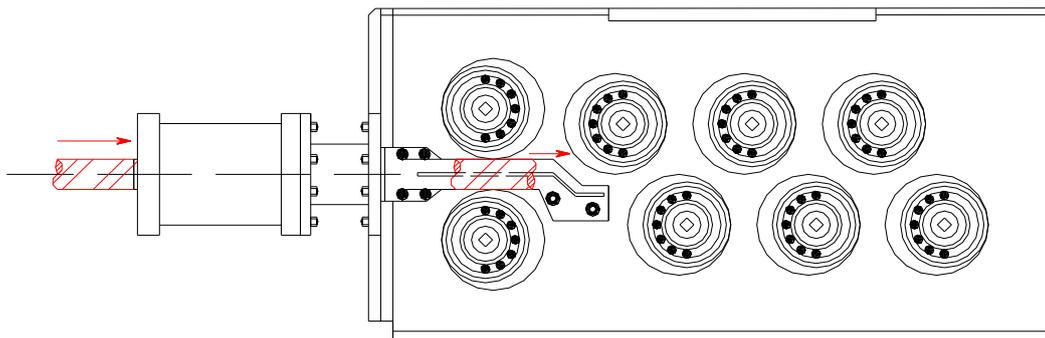


Figura 4-1 – Desenho esquemático do equipamento de pré-endireitamento horizontal.

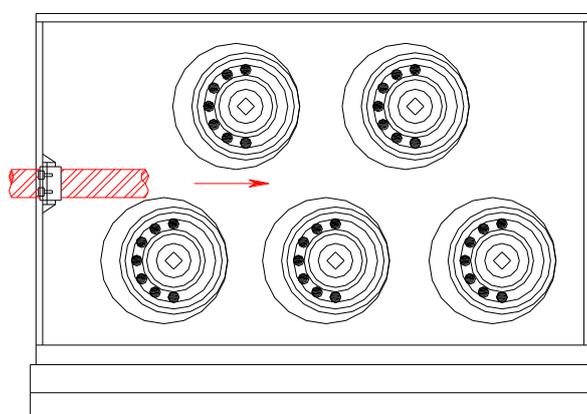


Figura 4-2 – Desenho esquemático do conjunto de rolos de pré-endireitamento vertical.

4.3. Retirada de amostras

A partir das características do processo e das tensões aplicadas em cada etapa, duas amostragens foram feitas após as etapas do processo de trefilação combinada, sendo elas: pré-endireitamento horizontal e vertical, jateamento, trefilação e endireitamento e polimento por rolos cruzados (“PERC”). A figura 4-3 exemplifica a rota de fabricação durante a trefilação combinada. As amostras retiradas da etapa de “PERC” têm associado um ângulo de fieira, além do ângulo de “PERC”, pois a etapa de “PERC” é uma etapa posterior a trefilação. O diâmetro inicial da matéria-prima (fio-máquina) é de 21,40 mm e o diâmetro final da barra trefilada é de 20,25 mm ocasionando uma redução de área de aproximadamente 12%. Neste estudo foi utilizada uma abordagem de “sistema orientado”, ou seja, as amostras foram retiradas com uma marcação da orientação em relação ao maquinário, IDE (2005).

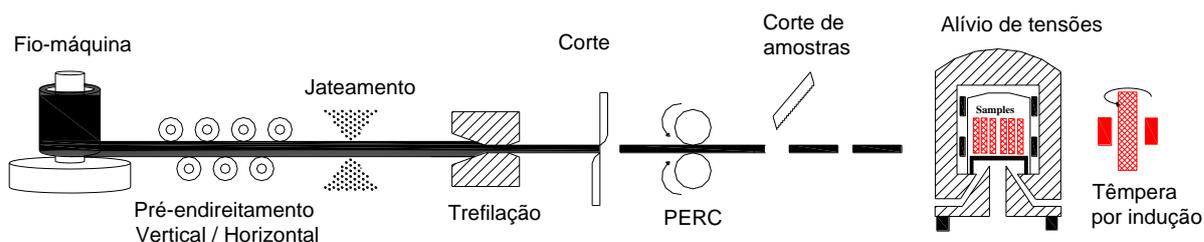


Figura 4-3 – Cadeia de processo completa, trefilação combinada, preparação de amostras, alívio de tensões e têmpera por indução.

4.4. Parâmetros de cada corrida

Durante a retirada de amostras, no processo de trefilação combinada, foram variados alguns parâmetros do processo, determinados em trabalhos anteriores, (Nunes, 2008a; Metz, 2007a). Estes parâmetros foram investigados e foi concluído que são os mais significativos na geração de tensões residuais. Os parâmetros variados e etapas onde foram retiradas amostras, em cada corrida teste, durante a trefilação combinada são mostrados na tabela 5, os parâmetros variados foram:

- Corridas – A, B;
- Ângulo de fieira (15° e 20°);
- Ângulo de Polimento e endireitamento por rolos cruzados - PERC (16° e 18°);
- Alívio de tensões – 500°C, 600°C;
- Camada Temperada – 0,63 mm, 1,1 mm;

4.5. Abordagem orientada para o controle de distorção de componentes de aço

Trabalhos preliminares mostraram que uma abordagem orientada, quando há capacidade de aplicação, é o melhor enfoque para entendimento das redistribuições de tensões residuais durante o processo de manufatura (Nunes, 2008a; IDE, 2005; IDE, 2008; IDE, 2011). Segundo Thoben et al., (2012) a utilização de uma análise de sistema orientado é necessária para a predição das distorções. Assim, neste trabalho foi aplicada uma abordagem orientada. As amostras foram retiradas do processo de trefilação combinada considerando a orientação do maquinário, conforme mostrado na figura 4-4. As amostras foram marcadas em quadrantes para uma análise posterior, isto se deve ao fato da possibilidade de correlacionar os dados obtidos nos ensaios com alguma

heterogeneidade do processo ou da matéria-prima, conforme exemplificado na figura 4-4, onde é mostrada a marcação da amostra no quadrante 0°. Foram retiradas amostras de 1000 mm após as etapas do processo de trefilação combinada, indicadas na figura 4-3.

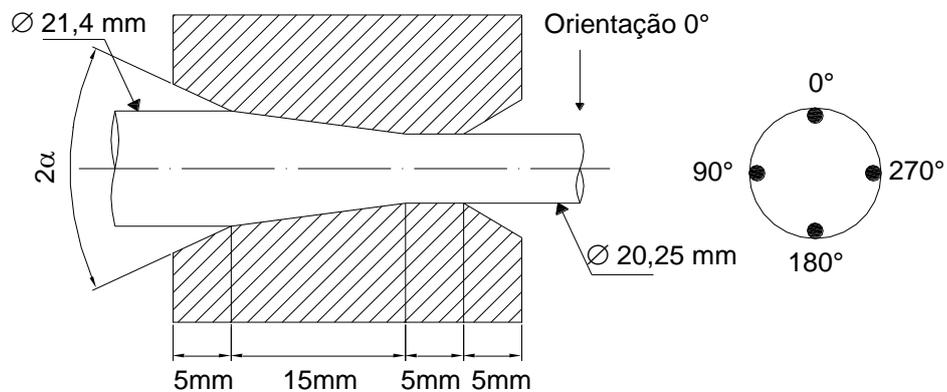


Figura 4-4 – Sistema de orientação das amostras em relação ao maquinário para a etapa de trefilação combinada.

Na segunda rota do processo, foram avaliados dois tipos de tratamentos térmicos, sendo eles: alívio de tensões e têmpera por indução. O tratamento térmico de alívio de tensões foi executado, por uma hora, com duas temperaturas distintas 500°C e 600°C, em um forno com atmosfera protetora de nitrogênio. A figura 4-5 mostra uma visão global do ciclo de tratamento térmico de alívio de tensões.

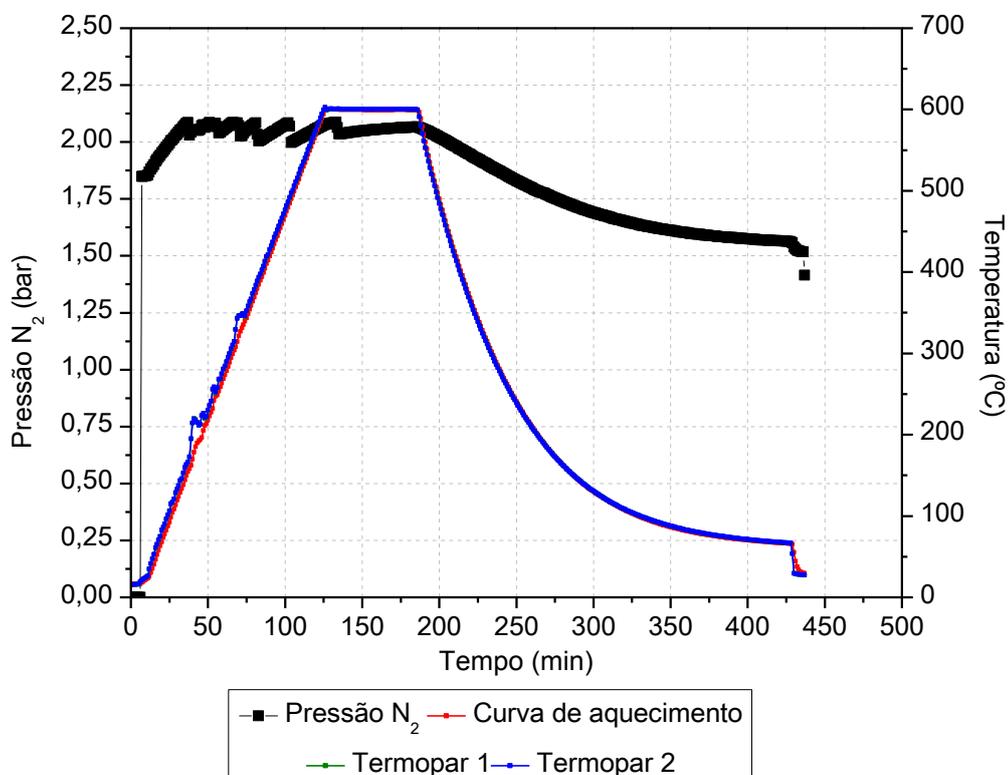


Figura 4-5 – Curva de aquecimento e pressão de nitrogênio no processo de alívio de tensões, 600°C - 1 hora.

O tratamento de têmpera por indu o foi realizado com o objetivo de se obter duas profundidades de camada temperada: 0,63 mm e 1,1 mm em um equipamento da marca SINAC, modelo 200/300 S FMC, figura 4-6 (A) e detalhes da câmera em (B). Os parâmetros do tratamento de têmpera por indu o são mostrados na tabela 3.

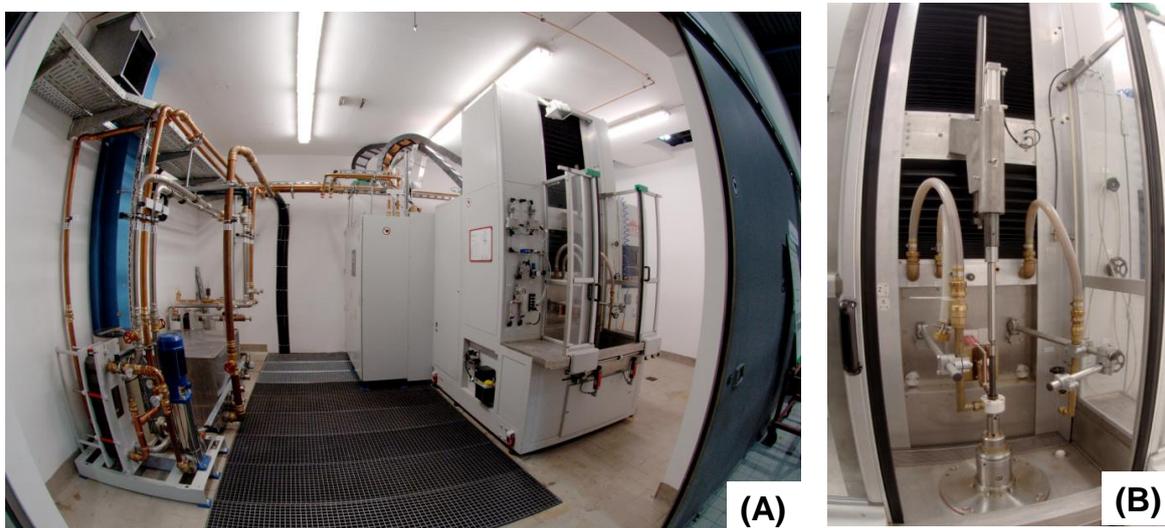


Figura 4-6 – Vista do equipamento de têmpera por indu o (A) – SINAC 200/300 S FMC, e detalhe da câmera de trabalho (B), IWT - Bremen.

Tabela 3 – Parâmetros do processo de têmpera por indu o.

Equipamento:	SINAC 200/300 S FMC (EFD)
Diâmetro do Indutor:	22 mm
Velocidade de rota�o:	500 1/min
Velocidade de avanço:	2 m/min (0,63 mm); 1,4 m/min (1,1 mm)
Frequência:	238 kHz - máx. 250kHz
P max:	70 kW - máx. 110 kW
I max:	189 A
Distância do indutor:	1 mm
Fluido de resfriamento:	12% Aquatensid
Taxa de fluido:	10 l/min

4.6.Caracteriza o mecânico metalúrgica

Na figura 4-7   apresentada uma curva de tensão x deforma o convencional para a corrida A e corrida B. O material analisado apresenta banda de L uders, característica de um aço médio carbono. Observa-se que a corrida A apresenta uma tensão de escoamento levemente superior a corrida B.

Na figura 4-8   mostrada uma descri o quantitativa do teor de C-K  nas duas corridas analisadas: corrida A e corrida B. A análise longitudinal foi executada em se es transversais das barras após a etapa de pr -endireitamento utilizou-se uma microssonda

marca JEOL modelo JXA-8200 Superprobe, esta microssonda tem atributos específicos para detecção e quantificação de Carbono. Após a integração de 100 pontos medidos a cada 20 μm de diâmetro em direção perpendicular lateral à linha radial da seção transversal da amostra um valor quantitativo do teor de carbono é apresentado, em função da distância radial da amostra. Observa-se na figura 4-8 que a corrida A apresenta uma segregação positiva, pois há um aumento do teor de carbono no centro do material. Para a corrida B, não se consegue detectar este mesmo comportamento, parece que há uma indicação de uma segregação negativa, o que significa uma diminuição do teor de carbono local. Deve-se ficar claro que esta é apenas uma imagem localizada de uma seção transversal ao longo do comprimento das barras de manufaturados.

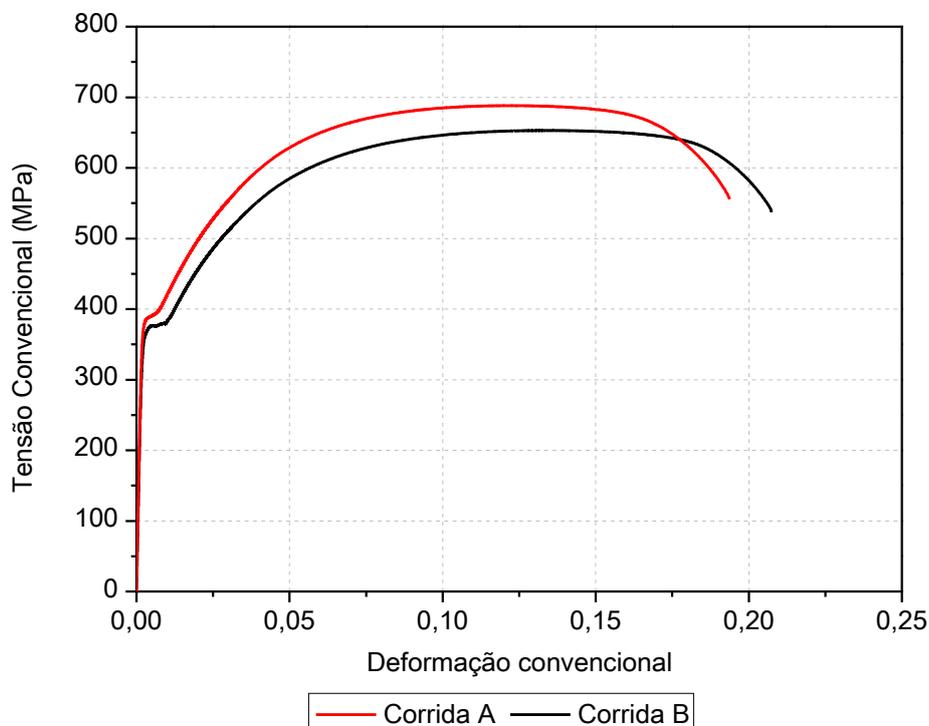


Figura 4-7 – Curva tensão x deformação nominal para a corrida A e corrida B.

Na figura 4-9 é mostrada uma análise do teor de Mn em função da distância transversal para as corridas A e B. Nota-se que há diferenças significativas no teor de Mn para as duas corridas analisadas, porém não se observam diferenças significativas na distribuição de Mn ao longo do perfil transversal nas duas corridas analisadas.

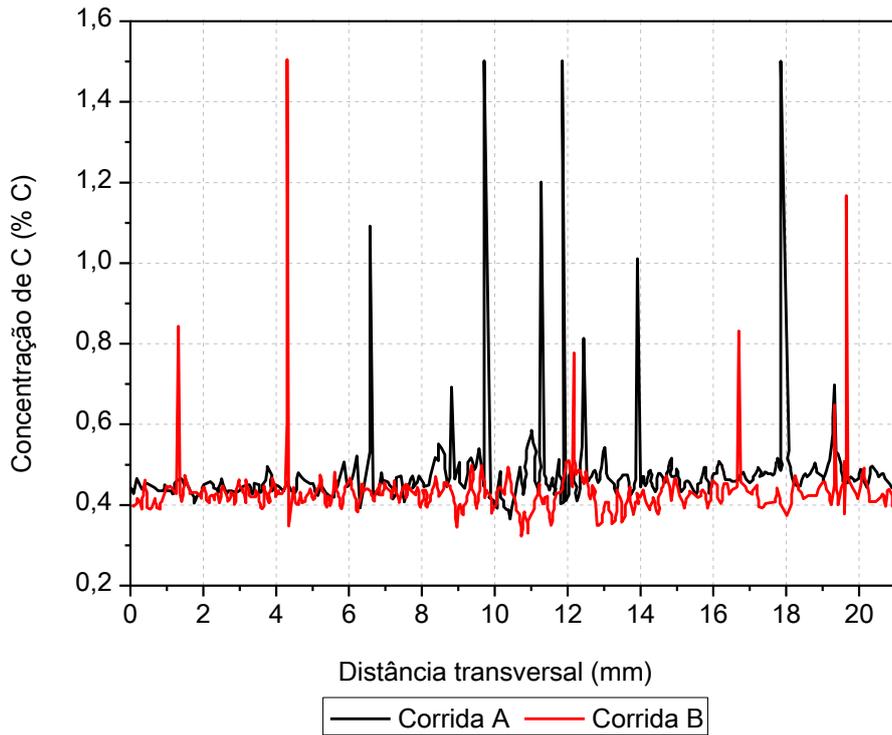


Figura 4-8 – Descrição quantitativa C-K α obtidos por microsonda com um feixe de 20 μ m e uma tensão de 15 KV em uma área de 1000x100 pontos, corrida A.

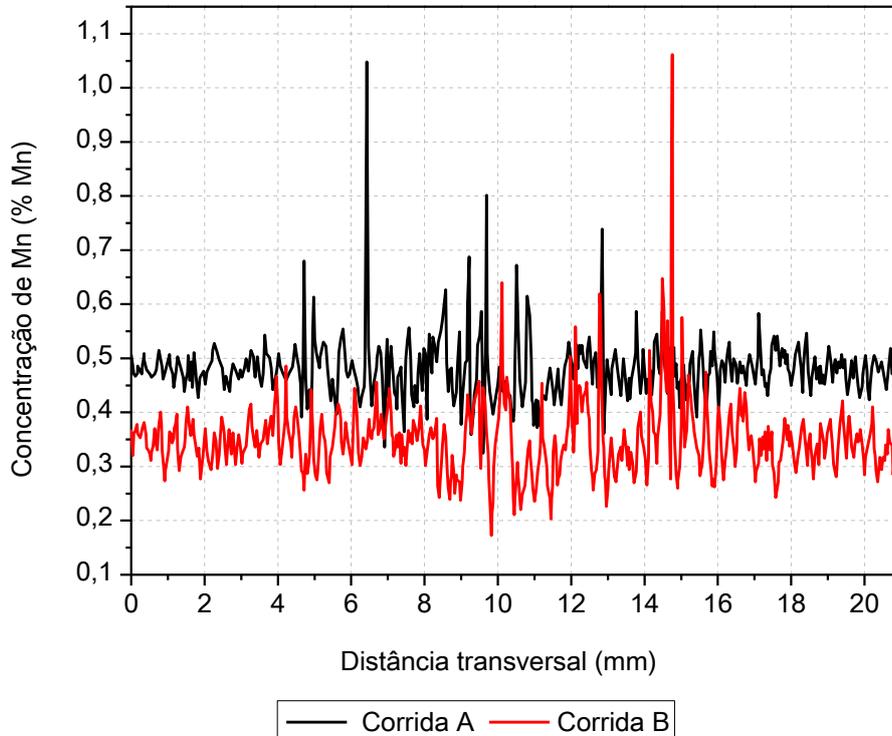


Figura 4-9 - Descrição quantitativa Mn-K α obtidos por microsonda com um feixe de 20 μ m e uma tensão de 15 KV em uma área de 1000x100 pontos, corrida A e B

4.7. Análise dimensional

A determinação do “potencial de distorção” de cada etapa e parâmetro do processo de trefilação combinada e dos tratamentos térmicos é necessária. A partir da análise dos vetores distorção obtidos para cada conjunto de parâmetros de processo pode-se determinar quais parâmetros de processamento do material causam uma maior distorção no componente fabricado. Assim, é possível obter-se uma visão global do que cada parâmetro do processo de manufatura poderá influenciar nas etapas subsequentes de processamento.

4.7.1. Cálculo do vetor distorção em componentes cilíndricos

A máquina de medição por coordenadas não determina de forma direta a distorção do componente a ser analisado. Este tipo de equipamento apenas faz a determinação de certos elementos geométricos pré-definidos e suas coordenadas no plano. O equipamento mede a geometria real de um componente e compara com o elemento geométrico ideal. Na medição de um componente cilíndrico são definidos pontos específicos da amostra onde são medidos círculos. As coordenadas do círculo de melhor ajuste definem o centro (coordenadas X, Y, Z) do círculo medido.

Na figura 4-10(A) é apresentada a metodologia de cálculo dos círculos medidos, depois de realizada a medição, são estimados três círculos, o círculo interior que é o círculo de menor raio, o círculo exterior que apresenta o maior raio e finalmente o círculo de melhor ajuste. Na figura 4-10(B), é mostrado de forma geométrica como é calculado o vetor distorção e o ângulo de inclinação.

Segundo Frerichs, F., et al., (2005), para a medição da distorção de um componente cilíndrico é necessário o cálculo de vetor distorção, figura 4-10(B). Este cálculo é realizado a partir das coordenadas X, Y, Z do centro do círculo medido e sua projeção no plano X-Y. A inclinação α_y pode ser determinada a partir da relação da equação 32. A interceptação da parábola X no eixo Y é determinada a partir da equação 33. Análogo, para a determinação dos pontos de interceptação e ângulo em relação ao eixo X são mostrados na equação 34 e equação 35. A partir das interceptações nos planos X-Y para cada círculo medido, é calculada uma reta que melhor se ajusta a todos estes pontos, utilizando o método dos mínimos quadrados.

$$\alpha_y = \left(\frac{x * z^2}{n - z^2 x} \right) / \left(\frac{z^2 * z^2}{n - z^4} \right) \quad \text{Equação 32}$$

$$y_{interc.} = \frac{(x - z^2 * \alpha)}{n} \quad \text{Equação 33}$$

$$\alpha_x = \frac{\left(\frac{y * z^2}{n - z^2 y} \right)}{\left(\frac{z^2 * z^2}{n - z^4} \right)} \quad \text{Equação 34}$$

$$x_{intercep.} = \frac{(y - z^2 * \alpha)}{n} \quad \text{Equação 35}$$

$$\frac{ATAN2(X;Y)}{(2 * \pi * 360)} \quad \text{Equação 36}$$

A análise destes vetores determina quais parâmetros do processo que tem maior influência na geração de mudanças dimensionais e desta forma é determinado o “potencial de distorção” de cada etapa do processo.

As análises dimensionais nas barras foram realizadas após o processo de trefilação combinada, após os tratamentos térmicos de alívio de tensões e têmpera por indução.

Após definidos os eixos cartesianos de referência na amostra, foram medidas circunferências ao longo da amostra, nas seguintes posições axiais: 2 mm, 8,5 mm, 16,5 mm, 25 mm, 50 mm, 70 mm, 130 mm, 150 mm, 175 mm, 184 mm, 192 mm e 198 mm. Todos os círculos medidos foram compostos de 360 pontos, conforme mostrado na figura 4-10(A). A partir da obtenção das coordenadas X, Y e Z de cada ponto medido, o software do equipamento de medição tridimensional calcula um círculo de melhor ajuste entre o círculo exterior e interior medidos. Após esse cálculo, o equipamento fornece as coordenadas do centro desse círculo de melhor ajuste, e conseqüentemente estas coordenadas são utilizadas para o cálculo do vetor distorção.

Após cada medição, foram avaliados os centros destas circunferências no sistema de coordenadas e posteriormente foi plotado um vetor que une todos os centros das circunferências, a projeção deste vetor no plano da base do cilindro define o vetor distorção prévio, conforme mostrado na figura 4-10. Após a realização do tratamento térmico de indução na amostra, o procedimento de medição foi repetido nos mesmos pontos, determinando o vetor distorção após o tratamento. A comparação destes dois vetores indica um vetor distorção.

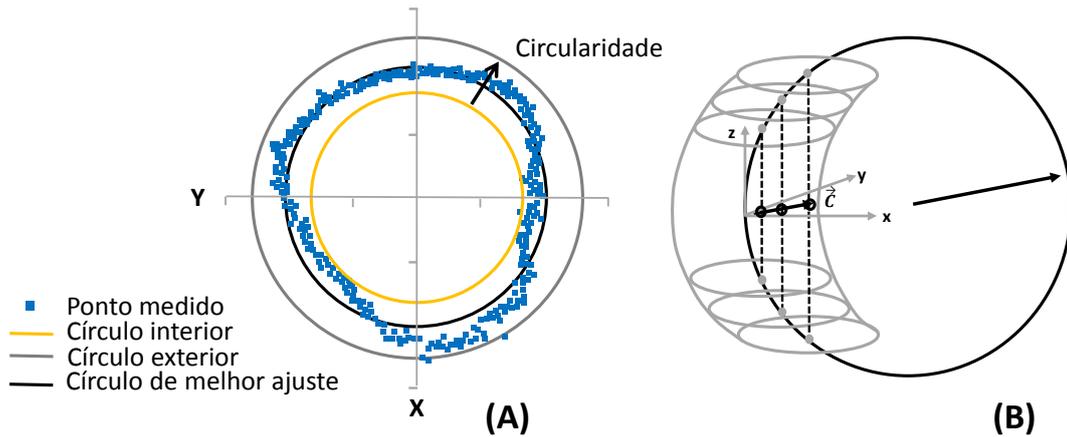


Figura 4-10 – Cálculo da circularidade (A) e representação do vetor distorção C (B).

Na figura 4-11 é mostrado o cálculo do vetor distorção (ΔC). O cálculo deste vetor é útil no estudo de etapas do processo que tem maiores influências sobre a distorção. Por exemplo, é desejada a avaliação da diferença entre a distorção apresentada em duas etapas subsequentes em uma rota de fabricação. Para o cálculo deste vetor é utilizada adição de vetores.

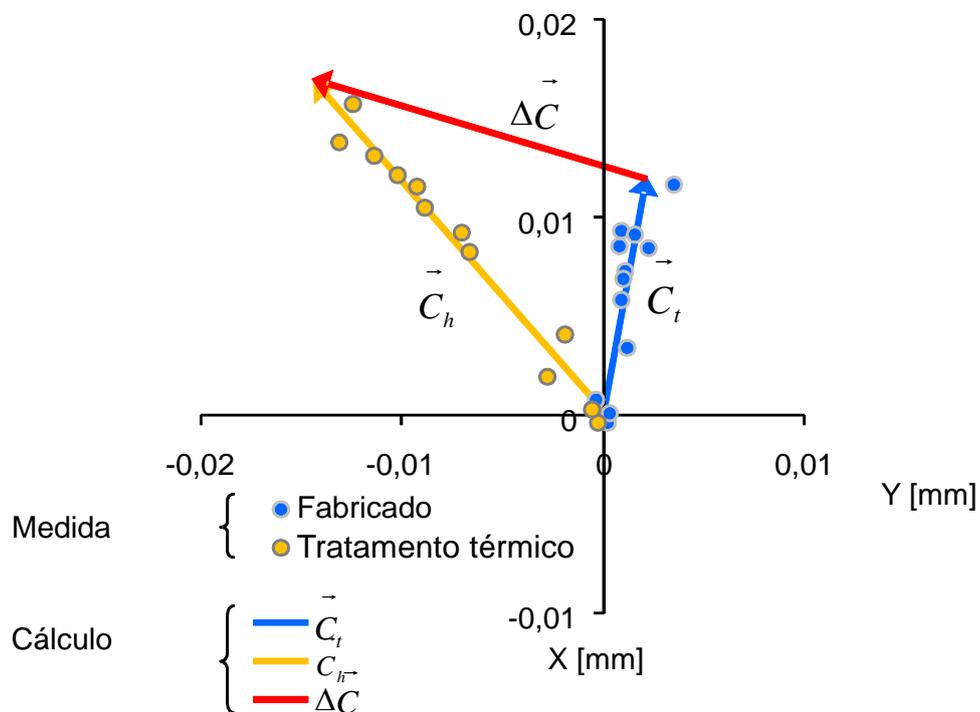


Figura 4-11 – Cálculo do vetor distorção ΔC , a partir da soma do vetor após o processo de fabricação \vec{C}_t e do vetor após o tratamento térmico \vec{C}_h .

A figura 4-12 mostra o ajuste da posição zero e alinhamento do equipamento de medição por coordenadas.

Uma parte da análise dimensional foi realizada no centro de tecnologia – UFRGS e outra parte no IWT em Bremen. No centro de tecnologia, a análise dimensional foi realizada após o processo de trefilação combinada e também após a têmpera por indução, no IWT a análise dimensional foi realizada após o alívio de tensões.

No Centro de Tecnologia as medições foram realizadas utilizando um equipamento de medição tridimensional da marca Zeiss – modelo Contura G2, equipado com sensor VAST XT. O sensor VAST XT oferece o escaneamento ativo e medições de ponto. Este sensor possui alta velocidade e alta densidade de pontos, incluindo inspeção da forma, escaneamento de curvas e de superfícies com forma livre. Na figura 4-14 é mostrado o equipamento de medição tridimensional.

Em uma análise onde envolvem dois equipamentos de marcas diferentes é importante conhecer as diferenças entre os mesmos. Por isso, foi fabricada uma amostra padrão, esta amostra foi medida pelos dois equipamentos e após as medições foram comparados os resultados obtidos, em três medidas diferentes. As diferenças encontradas no montante de distorção foram menores que $1,5 \mu\text{m}$ entre os dois equipamentos, conforme mostrado na figura 4-13, o que mostra que as medições realizadas nos dois equipamentos são coerentes.

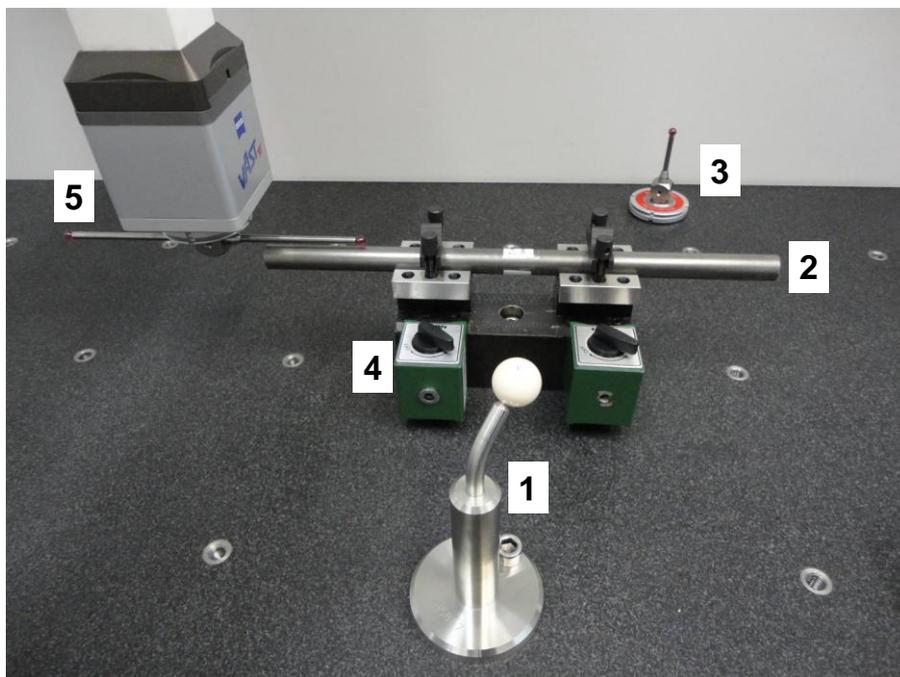


Figura 4-12 – Foto esquemática do equipamento de medição tridimensional, ajuste da posição zero e alinhamento: 1 - esfera padrão, 2 amostra de 400 mm, 3 – Apalpador padrão, 4 - sistema de fixação das amostras, 5 – sensor apalpador Zeiss modelo Vast XT.

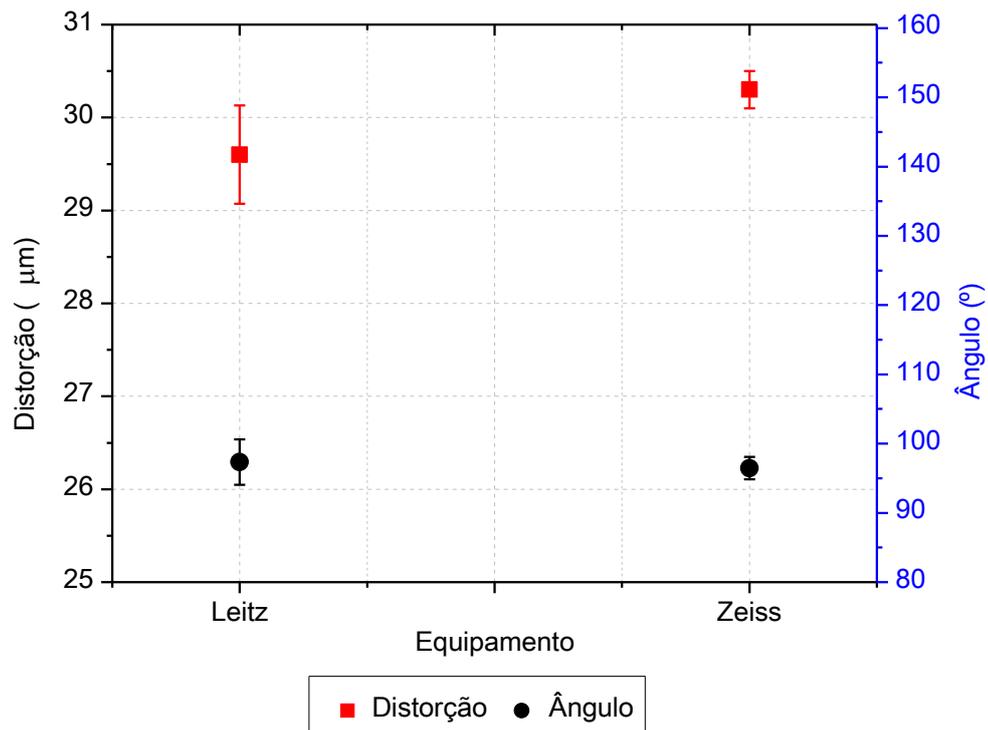


Figura 4-13 – Valores médios e desvio padrão das distorções e ângulo de distorção para uma amostra padrão medida em dois equipamentos distintos, Zeiss Contura G2 e Leitz PMM 654.

No IWT foi utilizado um equipamento tridimensional da marca Leitz modelo PMM 654, figura 4-15. Este equipamento também é equipado com um sensor de alta velocidade e que faz escaneamento de curvas e superfícies.

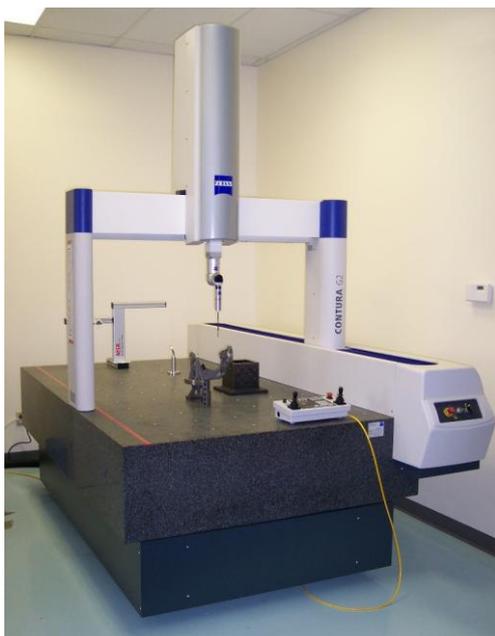


Figura 4-14 – Equipamento de medição tridimensional, Zeiss Contura G2.



Figura 4-15 – Equipamento de medição tridimensional do IWT, Leitz modelo PMM 654.

4.8. Medições de tensões residuais por difração de raios-X

A caracterização de tensões residuais superficiais é a primeira etapa para o entendimento de como são geradas e redistribuídas as tensões residuais durante o processo de manufatura. Para a caracterização de tensões residuais superficiais, as barras foram primeiramente cortadas com 200 mm e 120 mm de comprimento, mantendo os diâmetros iniciais de aproximadamente 21,40 mm para o fio-máquina pré-endireitado e jateado e de aproximadamente 20,25 mm de diâmetro para as barras trefiladas e após o “PERC”.

Após o corte as amostras não sofreram nenhum tipo de condicionamento na superfície (esta é uma das vantagens da difração de raios-X para determinação das tensões residuais superficiais). A primeira etapa do ensaio foi a fixação da amostra no goniômetro do equipamento de raios-X, considerando a orientação da amostra e o ponto onde será feita a medição, conforme a figura 4-16.

Após a fixação da amostra, a segunda etapa é a determinação da altura “zero” do foco do equipamento de raios-X, conforme mostrado na figura 4-16. Esta etapa foi realizada com um relógio comparador e foram utilizados os ajustes “X”, “Y” e “Z” do equipamento, assim, foi possível ajustar a distância da amostra em relação à altura “zero” do equipamento e também fazer deslocamentos laterais e verticais da amostra.

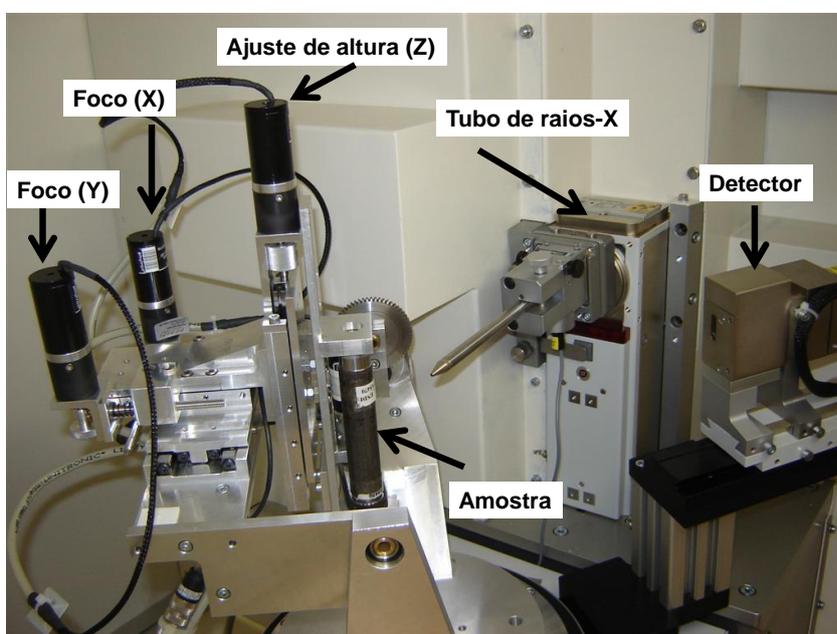


Figura 4-16 – Elementos principais do equipamento de difração de raios-X GE® Inspection Technologies, modelo Analytical X-ray MZ VI E.

Após o ajuste da amostra, foi realizado o ajuste do software que conduz o equipamento de raios-X, com os seguintes parâmetros:

- Elemento do tubo de raios-X: Cr
- Comprimento de onda $k\text{-}\alpha$: 2.2897Å
- Voltagem do tubo: 35 kV
- Corrente: 35 mA
- Detector usado: scintillation
- Ângulos utilizados: [-45° até +45°], $\Psi (\psi) = 11$
- Velocidade de escaneamento: 5s
- Passo: 0,05.
- Tempo total de ensaio: uma medição em uma direção (longitudinal ou tangencial) = 2 horas.
- Pico de difração utilizado: $\{2\ 1\ 1\} \{h\ k\ l\}$ 2-Ângulo teta [156,1°]
- Variação do ângulo de difração: [153°-159°]

Os equipamentos utilizados foram o da marca GE® Inspection Technologies, modelo Analytical X-ray MZ VI E. As análises de tensões residuais por difração de raios-X foram realizadas no Stiftung Institut für Werkstofftechnik – IWT – Bremen, Alemanha.

Neste trabalho foram medidas as tensões residuais no sentido longitudinal, tangencial e radial, conforme figura 4-17. Porém, de acordo com trabalho apresentado por Asakawa et. al. (2002), as tensões longitudinais são as mais importantes em relação a distorções de forma de componentes cilíndricos. Por isso, as medições por difração de raios-X, que não dependem da medição em mais de uma direção para determinação das tensões residuais, foram realizadas em sua maior parte no sentido longitudinal.

Para a análise de tensões residuais, neste trabalho, foram utilizados dois tamanhos de amostras, 200 mm para a corrida A e 120 mm para a corrida B. Segundo Epp e Hirsch (2012) quando a caracterização das tensões residuais é realizada em apenas alguns pontos, as diferenças locais na superfície e ao longo da seção transversal são negligenciadas. Por isso, para se obter uma descrição confiável da distribuição das tensões residuais em componentes mecânicos é necessário a realização de vários pontos de medição. Por isso, nas amostras onde foram medidos mais de um ponto na mesma posição periférica foi utilizado o procedimento indicado na figura 4-18 (A) para as amostras com 200 mm de comprimento e na figura 4-18 (B) é indicado o procedimento para as amostras de 120 mm.

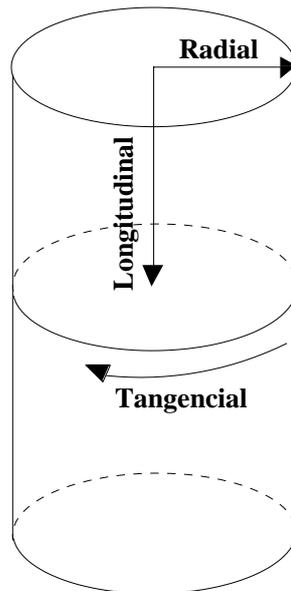


Figura 4-17 – Direções de medição de tensões residuais em barras cilíndricas, direções: Radial, Longitudinal e Tangencial.

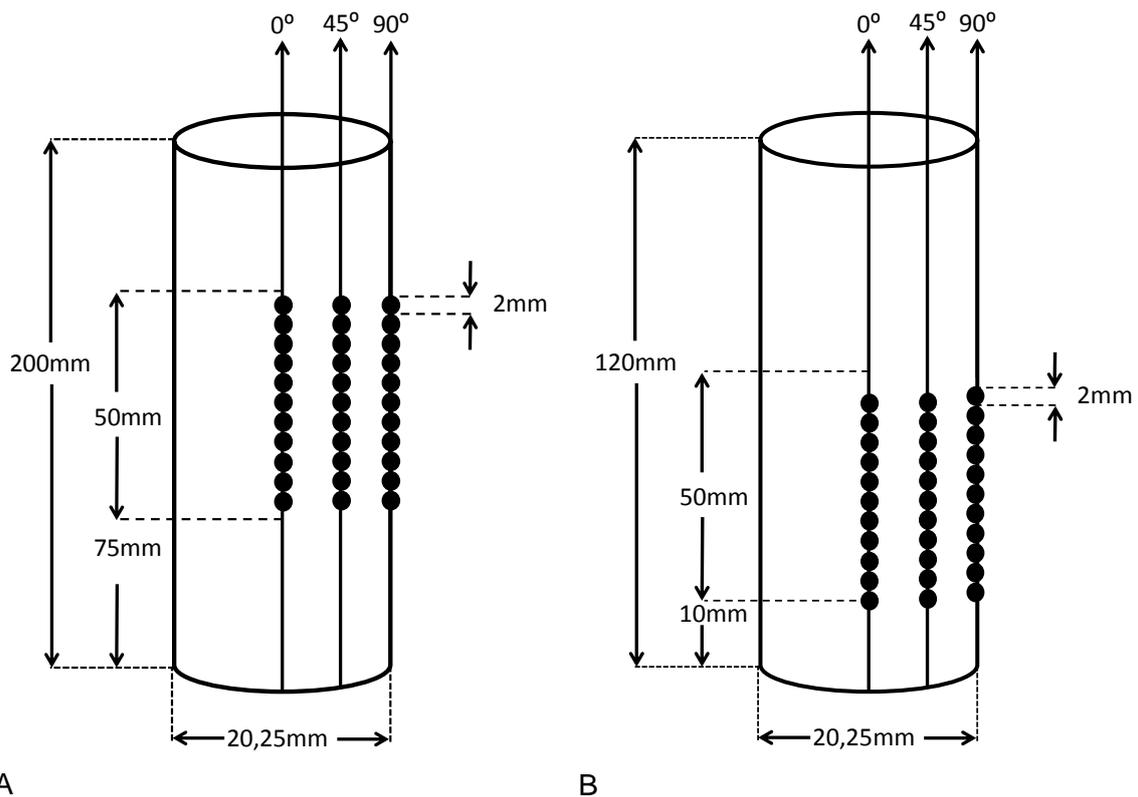


Figura 4-18 – Desenho esquemático da posição das medições de tensões residuais ao longo de uma amostra de 200 mm (A) e amostra de 120 mm (B).

A partir dos dados de difração obtidos as tensões residuais foram calculadas utilizando o software Stress®. A resposta do software para os dados obtidos a partir da

difração de raios-X é um valor absoluto das tensões residuais medidas mais um desvio padrão.

As barras de erros indicadas nos gráficos de tensões residuais medidos pelo método de difração de raios-X indicam a incerteza do resultado medido pelo método $\text{sen}^2\Psi$. Este cálculo considera as variações das tensões residuais em relação a cada ângulo Ψ analisado. A partir destas variações são calculadas a média e o desvio padrão da medida, indicados respectivamente nos gráficos por um ponto e a barra de erros.

4.9. Medições de perfis de tensões residuais

A segunda etapa para o entendimento do processo de geração e redistribuição de tensões residuais durante o processo é a caracterização de perfis de tensões residuais. Para a determinação destes perfis foi utilizada a técnica de difração de nêutrons, radiação síncrotron e a técnica de difração de raios-X com remoção de camadas.

Utilizando as duas técnicas de medição de tensões residuais, foram obtidos perfis completos e confiáveis do desenvolvimento de tensões em cada etapa do processo. Cada técnica utilizada tem suas vantagens e limitações, na região superficial em profundidades muito próximas a superfície a técnica de difração de raios-X apresenta resultados satisfatórios. Na figura 4-19 é mostrado um comparativo da região de análise de cada técnica de medição de tensões residuais nas técnicas mais largamente utilizadas. A escolha da técnica de medição de tensões residuais é um fator importante para obtenção de bons resultados. A técnica de difração de raios-X tem como vantagens a velocidade de medição e também a facilidade de se poder medir somente em uma direção não necessitando determinar o espaçamento interplanar d_0 , porém a medição é somente superficial devido a baixa penetração do raios-X, por isso a técnica de difração de raios-X é utilizada para se obter informações superficiais do material. Pode-se usar a técnica de difração de raios-X com remoção de camadas, entretanto o processo de remoção de camadas tem como desvantagens o aumento considerável do tempo de análise e também há uma redistribuição das tensões após a remoção de material, o que torna necessária uma correção dos valores.

A técnica de difração de nêutrons tem como vantagem a alta penetração no material, podendo-se obter um perfil completo das tensões residuais, entretanto, esta técnica analisa um volume e isto torna uma desvantagem para a regiões onde há um alto gradiente de tensões residuais, também há a necessidade de análise nas 3 direções do componente e determinação do d_0 , o que torna a técnica limitada para certos componentes. A técnica de difração de radiação síncrotron tem como vantagens a alta intensidade de feixe, bem como a técnica de difração de nêutrons, e isto permite a

análise das tensões residuais da Cementita, entretanto a técnica é limitada a centros onde se produz a radiação síncrotron e seu custo é elevado.

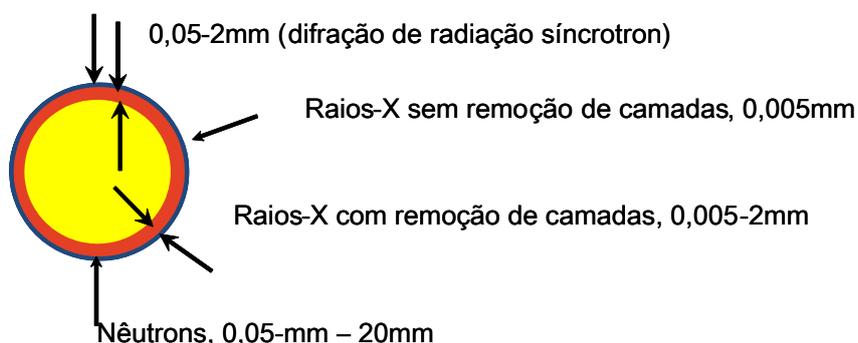


Figura 4-19 – Regiões da amostra analisadas nas técnicas de difração de raios-X e difração de nêutrons e difração de radiação síncrotron.

Foram utilizadas barras com 200 mm de comprimento para realização dos ensaios utilizando a técnica de difração de nêutrons, as barras foram analisadas no reator nuclear BER II do Helmholtz-Zentrum Berlin für Materialien und Energie GmbH (HZB) em Berlim - Alemanha. Os parâmetros das amostras analisadas são mostrados na tabela 4:

Tabela 4 – Parâmetros das amostras analisadas por difração de nêutrons para medição de tensões residuais.

Amostra	Corrida	Jateamento	Ângulo fieira	Ângulo de PERC	Têmpera por indução
1	A	SIM	-	-	-
2	A	SIM	15°	-	-
3	A	SIM	20°	-	-
4	A	SIM	15°	16°	-
5	A	SIM	15°	18°	-
6	A	SIM	20°	16°	-
7	A	SIM	20°	18°	-
8	A	SIM	20°	16°	0,63 mm

A figura 4-20 apresenta um corte esquemático da amostra objetivando-se mostrar a região de análise, na prática este corte não é necessário, pois o feixe de nêutrons tem penetração suficiente para a realização da análise nesta profundidade, aproximadamente 20 mm.

A primeira análise de tensões objetivou-se avaliar a influência do corte no alívio de tensões do material. As demais análises foram realizadas no sentido 0° a 180° nos sentidos longitudinal, tangencial e radial, as amostras foram montadas no equipamento conforme mostrado na figura 4-21.

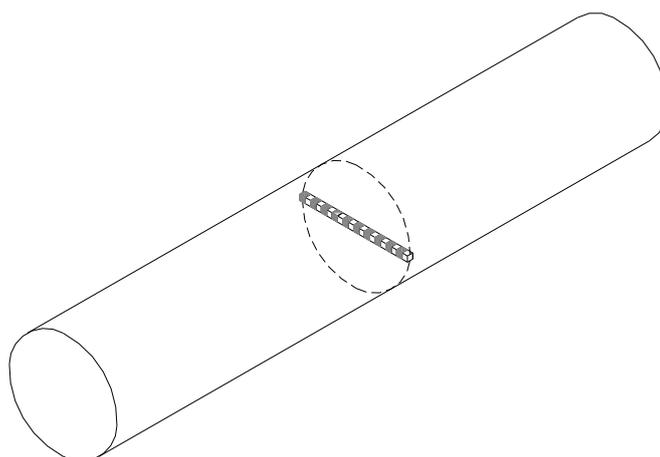


Figura 4-20 – Secção longitudinal, ilustrativa, na amostra mostrando os volumes de análise no sentido radial em uma medição utilizando a técnica de difração de nêutrons, volume de análise de 1 mm x 1 mm x 1 mm.

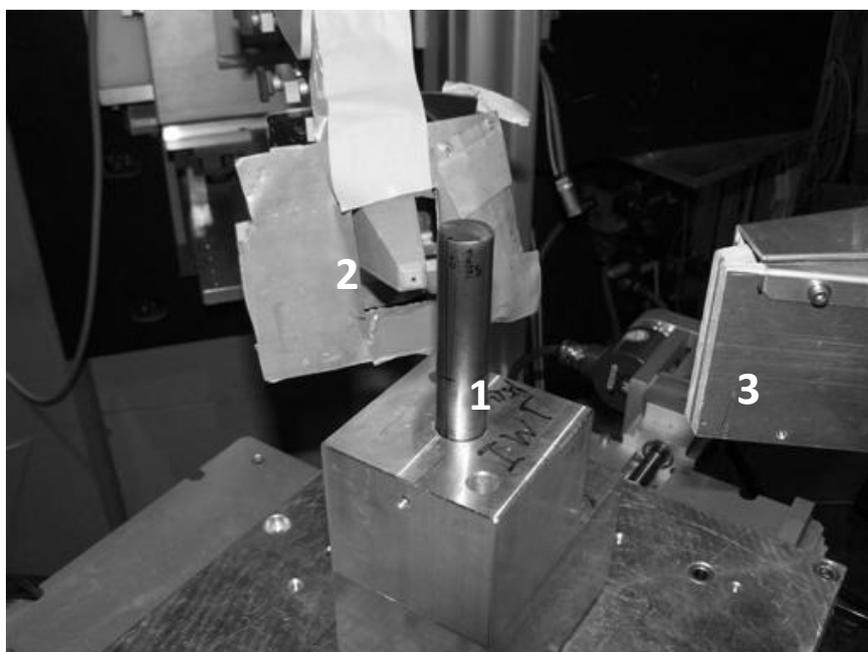


Figura 4-21 – Montagem da amostra no equipamento para medição de tensões residuais radiais e tangenciais na técnica de difração de nêutrons no reator nuclear BER II do HZB, 1 – Amostra, 2 – Abertura primária do feixe de nêutrons, 3 – Abertura secundária.

Os parâmetros básicos do equipamento de difração de nêutrons utilizados na medição de tensões residuais, neste trabalho, são:

- Instrumento - E3 – Helmholtz-Zentrum Berlin für Materialien und Energie (HZB).
- Ângulo do monocromador [°] – 65.
- Comprimento de onda [nm] – 0,1486.

- Colimação ['] – aberta.
- FWHM [°] - ~0,3 (a $2\theta = 90^\circ$).
- Fluxo [$n/cm^2/s$] - $\sim 5 \times 10^6$.
- Detector - PSD 30 x 30 cm^2 .
- Monocromador - Si (400), “Double Focussing”.
- Aberturas primárias e secundárias de 2 mm.

Medições de tensões residuais, utilizando-se a técnica de difração de radiação síncrotron, em barras temperadas por indução, foram realizadas no Helmholtz-Zentrum Berlin, em Berlim, Alemanha. De forma semelhante como já descrito para a análise de difração de nêutrons elementos de volume definido foram colocados em diferentes distâncias em relação à superfície. Assim, perfis de tensões residuais em relação à profundidade foram obtidos de forma não destrutiva.

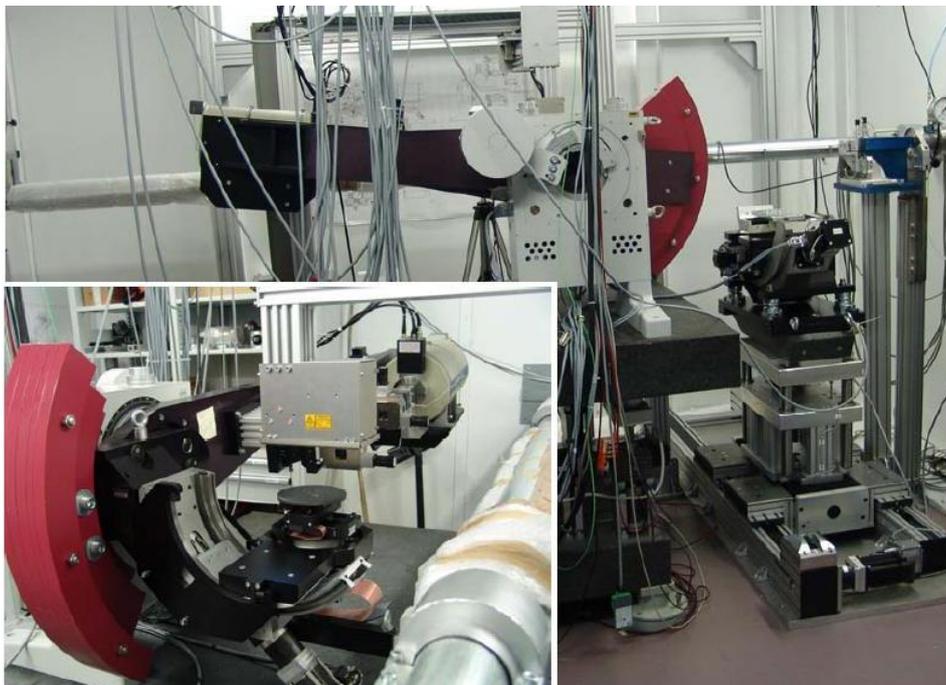


Figura 4-22 – Detalhe experimental do equipamento de determinação de tensões residuais com radiação síncrotron, estágio X-Y com um difratômetro Θ - Θ e o estágio de 4 eixos.

A figura 4-22 mostra uma visão esquemática do equipamento utilizado para medição de tensões residuais utilizando radiação síncrotron. O feixe de radiação é gerado a partir de um fonte de radiação chamada “*Wiggler*”, esta fonte gera um feixe de 12 mm no plano horizontal e cerca de 20 mm no plano vertical que resulta um feixe homogêneo de $4 \times 4 \text{ mm}^2$.

Para os perfis de tensões residuais das amostras temperadas de 200 mm de comprimento e 20,25 mm de diâmetro foram obtidos orientando a amostra no plano perpendicular do feixe incidente. Em baixos ângulos incidentes, $2\Theta=8^\circ$, o feixe incidente na amostra é menor se comparado com um ângulo paralelo ao feixe incidente. Na configuração escolhida, a partir do movimento da amostra em direção ao feixe (coordenada z), o elemento de volume de 125 a 130 μm penetra continuamente na amostra. As tensões residuais superficiais foram determinadas nas direções longitudinal e transversal (direção perpendicular e paralela ao feixe incidente) com 50% do volume do elemento penetrando a superfície. Um perfil de tensões foi realizado nas distâncias da superfície de 150 μm , 300 μm , 450 μm , 600 μm , 750 μm e 1600 μm .

Na amostra temperada por indução com camada de 1,1 mm foi removido, 600 μm de camada superficial, por ataque eletroquímico, e após esta remoção foram realizadas uma nova sequência de medições até uma profundidade de 2400 μm .

Os espectros de difração foram gravados em modo simétrico ψ nos seguintes ângulos $\psi = 0^\circ, 18,43^\circ, 26,57^\circ, 33,21^\circ, 39,23^\circ, 45,00^\circ, 50,77^\circ, 56,79^\circ, 63,43^\circ, 71,57^\circ$ e $80,00^\circ$ para medições superficiais e $\psi = 0^\circ, 26,57^\circ, 39,23^\circ, 50,77^\circ$ e $63,43^\circ$ para medições de perfis.

As linhas de difração dos planos {110}, {200}, {211}, {220} e {310} do ferro- α foram usadas para o cálculo de tensões residuais superficiais em camadas próximas à superfície, utilizou-se energias de feixe variando-se de 40 e 80 keV, enquanto que os planos {211}, {220}, {310} e {222} foram analisados para os perfis com maior penetração do elemento de volume (energias entre 75 e 110 keV). Com as medições em relação as inclinações ψ , gráficos de $\text{sen}^2\psi$ podem ser obtidos para cada reflexão. Como as tensões residuais em relação a diferentes profundidades no material são constantes apenas tensões residuais médias foram calculadas para os diferentes planos cristalinos.

Correções de energia das medições foram realizadas pela comparação de uma medição ideal para diferentes planos de rede de uma amostra de ouro, certificada.

4.9.1. Avaliação de tensões residuais – aspectos gerais

No âmbito do projeto BRAGECRIM, no qual este trabalho faz parte. Ocorreram algumas discrepâncias nos níveis de tensões residuais na comparação entre os dados experimentais e o método de FEM, (Souza, 2011). Um dos motivos é a medição apenas da fase (Ferrita) realizada pelos métodos de difração de raios-X e difração de nêutrons. Nas técnicas de difração, são medidas apenas tensões residuais de fase e a técnica de elementos finitos calcula as tensões residuais macroscópicas. Nas primeiras tentativas de modelamento numérico computacional do processo de trefilação, somente foram usadas

condições isotrópicas, segundo Martinez-Perez, (2004) este procedimento também leva a erros na simulação, não apresentando resultados reais do processo.

As lamelas de Cementita são submetidas a altas tensões durante o processo de trefilação, estas altas tensões aplicadas a Cementita podem fragmentá-la e causar uma perda de endurecimento após o processo de trefilação. Segundo Van Acker et al. (1996), para se obter características mecânicas satisfatórias, é necessário o controle da fragmentação da Cementita nos processos de trefilação.

De acordo com Van Acker et al. (1996) em materiais que apresentam mais de uma fase, as tensões residuais podem diferir de uma fase para outra. As tensões de fase são as tensões reais em escala microscópica. Em escala macroscópica, a tensão média de todas as fases é chamada de macrotensões σ^M . Em escala macroscópica um volume V pode ser definido a partir de vários grãos. Supondo-se que neste volume definido existam duas fases, α e β , as frações de cada fase podem ser definidas como c^α e c^β . Desta forma, as tensões residuais da fase σ^α podem ser definidas como sendo as tensões residuais da fase $\sigma^\alpha(g)$ no volume ocupado pela fase V^α . As macrotensões presentes no material podem ser expressas utilizando-se a equação 37.

$$\sigma^M = c^\alpha \sigma^\alpha + c^\beta \sigma^\beta \quad \text{Equação 37}$$

Um aspecto importante a ser considerado é que o aço ABNT 1045 contém 6,7% de cementita (Fe_3C), e os métodos de difração normalmente determinam as tensões na fase Ferrita. Alguns autores, Martinez-Perez, (2004), Van Acker et al., (1996), caracterizaram as tensões residuais na cementita e concluíram que em alguns casos as tensões residuais podem ter valores de aproximadamente 2000 MPa para uma barra trefilada. Os resultados de literatura a respeito das tensões residuais na cementita apontam para valores trativos na direção axial, conforme mostrado na figura 4-23. Por outro lado, as tensões residuais tangenciais e radiais apresentaram um comportamento compressivo, (-1500 MPa), conseqüentemente, algumas correções devem ser realizadas nas tensões residuais medidas pelas técnicas de difração, aproximadamente 150 MPa de tensões trativas na direção axial e -100 MPa nas direções radial e tangencial, (Ruiz-Hervias et al., 2008).

Com os dados de medições por radiação síncrotron é possível estimar a simetria de forças. O algoritmo de cálculo apresentado por Martinez-Perez, (2004) assume que o material tem uma distribuição simétrica de tensões residuais em todos os componentes, assim, os dados são usados para apenas um lado da amostra com o maior nível de tensões residuais. Após a normalização das distâncias radiais do centro da barra, todos

dados experimentais foram ajustados por polinômios. O centro da barra, mostrado na figura 4-23, é definido como sendo a posição “raio = 0” e as posições externas do cilindro são definidas como -1 e +1. Os polinômios são dados na figura 4-23, as tensões de fase da cementita são superpostas as tensões da fase ferrítica, assim as macrotensões residuais no material podem ser descritas de acordo com a equação 38.

Como o conteúdo da fase Fe-Fe₃C no material analisado é conhecido, as tensões residuais para cada fase podem ser calculadas. Na direção longitudinal as tensões residuais tem aumento de aproximadamente 150 MPa na superfície e 32 MPa no centro do material. Na direção tangencial este procedimento aponta uma diferença de -28 MPa nas tensões residuais superficiais e -118 MPa no centro da barra. Na direção radial, as diferenças são de -100 MPa para as tensões residuais superficiais e -117 MPa para as tensões residuais no núcleo do material.

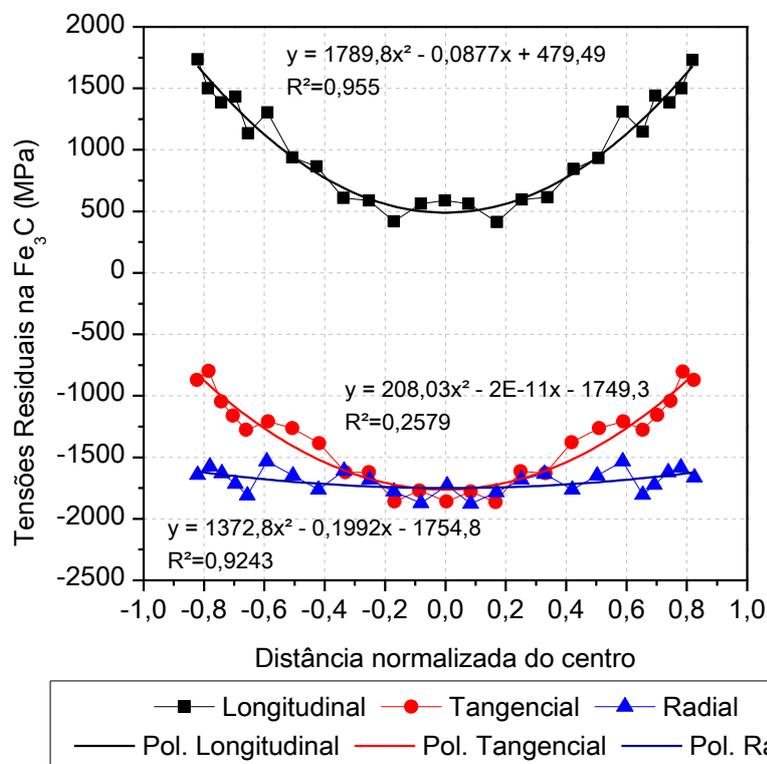


Figura 4-23 – Polinômio descritivo das tensões residuais na Cementita.

$$\sigma_{macro}^{RS} = f \cdot \sigma_{Fe_3C}^{RS} + (1 - f) \cdot \sigma_{Fe}^{RS} \quad \text{Equação 38}$$

sendo f = conteúdo de fase equação 38

Para a operação de endireitamento final, PERC, as tensões da fase Fe₃C são totalmente desconhecidas. Como o processo de PERC reduz as tensões residuais tratativas na superfície do material, em geral, pode-se estimar que também haverá redução nas tensões residuais da fase Fe₃C após o processo de PERC.

4.9.2. Método de remoção de camadas

Na determinação de tensões residuais pelo método de difração de raios-X a penetração da medida do feixe é muito baixa, em torno de 5 μm da superfície. Assim, é necessária uma remoção de camadas, utilizando um ataque eletrolítico, para que se consiga medir em profundidades maiores que a superfície. Porém quando há uma remoção de camadas do material, um novo estado de tensões forma-se no material, e para que os resultados sejam coerentes com o estado de tensões original, é necessária uma correção dos valores medidos. O método de Moore e Evans foi desenvolvido na década de 50. Assumindo uma amostra cilíndrica de raio R_1 com tensões rotacionais simétricas, Moore e Evans, (1958) desenvolveram um método para o cálculo de tensões com remoção de camadas para qualquer raio r_1 a partir das tensões residuais medidas, a base matemática para o cálculo é:

$$\sigma_1(r_1) = -\left(1 - \frac{R_1^2}{r_1^2}\right) \int_{r_1}^R \left(\frac{r^2}{r^2 - R_1^2}\right) \frac{\sigma_{\theta m}^{(r)}}{r} dr \quad \text{Equação 39}$$

$$\sigma_2(r_1) = \sigma_{2m}(r_1) - 2 \int_{r_1}^R \left(\frac{r^2}{r^2 - R_1^2}\right) \frac{\sigma_{2m}^{(r)}}{r} dr \quad \text{Equação 40}$$

$$\sigma_\theta(r_1) = \sigma_{\theta m}(r_1) + 2 \left(\frac{r_1^2 + R_1^2}{r_1^2 - R_1^2}\right) \sigma_r(r_1) \quad \text{Equação 41}$$

Para o caso de uma barra cilíndrica sólida, R_1 igual à zero, r_1 é o raio após a remoção de material, $\sigma_{\theta m}^{(r)}$ é a tensão medida e $\sigma_1(r_1)$ é a tensão corrigida, a componente de tensão radial é calculada a partir da equação 39 e as tensões longitudinais e circunferenciais são calculadas a partir das equações equação 40 e 26 respectivamente.

Assumindo a condição de tensões planas na superfície da barra que foi eletropolida, livre de deformações provenientes de usinagem, os espaçamentos interatômicos dependerão das tensões residuais na superfície da barra, e assim:

$$d(\psi) = \left(\frac{1+\nu}{E}\right) \sigma_\phi d_o \text{sen}^2 \psi - \left(\frac{\nu}{E}\right) (\sigma_1 + \sigma_2) d_o + d_o \quad \text{Equação 42}$$

Onde “ ψ ” é o ângulo de inclinação normal à superfície do cilindro, “ σ_1 ” e “ σ_2 ” são as tensões principais, “E” é o módulo de Young e “ ν ” é o coeficiente de Poisson, “ d_0 ” é o espaçamento interplanar livre de tensões. Assim, a equação 42 é a base do método $\text{sen}^2\psi$.

Na direção paralela a superfície $\psi = 0$, entretanto, o espaçamento interatômico observado depende apenas da soma das tensões principais. Assim o espaçamento interplanar livre de tensões é dado por:

$$d_o = \frac{d(\psi = 0)}{1 - \left(\frac{\nu}{E}\right)(\sigma_A + \sigma_C)} \quad \text{Equação 43}$$

Onde “ σ_A ” e “ σ_C ” são as tensões residuais longitudinais e circunferenciais medidas na superfície polida. As constantes elásticas na direção (hkl) de interesse podem ser medidas diretamente e o valor de “ d_0 ” pode ser corrigido com uma amostra padrão, (Prevéy, 1977).

4.10. Análise estatística do processo

A partir das características do processo e resultados preliminares de várias pesquisas Nunes, (2008a); Nunes, (2008b); Rocha, (2008); Metz et al., (2007b), foram definidos os parâmetros de estudo e foi preparada uma matriz DoE do processo, foi utilizado o software Minitab® versão 16.0.

Os principais parâmetros estudados durante a rota de fabricação de hastes temperadas por indução foram:

- Corrida; A – B
- Ângulo de fieira; 15° – 20°
- Ângulo de “PERC”; 16° – 18°
- Temperatura de alívio de tensões; 500°C – 600°C
- Têmpera por indução, profundidade de camada; 0,63 mm – 1,1 mm

A partir da bibliografia, por exemplo, (Clausen et al., 2009), foi escolhido o modelo 2ⁿ. A matriz DoE para as condições de processamento do material estudadas são apresentadas na tabela 5. Na etapa de trefilação combinada não houve aleatorização na retirada de amostras, pois a complexidade de troca de ajustes no equipamento demanda um tempo elevado. A etapa de tratamento térmico por alívio de tensões foi realizada em

duas etapas, uma a 500°C e outra em 600°C, as amostras foram dispostas de forma aleatória no forno. O tratamento térmico de têmpera por indução foi realizado de forma aleatória variando-se a velocidade do indutor conforme os parâmetros de processo escolhidos para a amostra a ser temperada. Conforme mostrado na revisão bibliográfica a aleatorização dos experimentos é importante para a obtenção de um resultado significativo. As análises dimensionais posteriores também foram realizadas de forma aleatória, variando-se os parâmetros de processo e também a corrida que foi analisada.

Tabela 5 – Variáveis estudadas na rota de fabricação para as corridas Corrida A e Corrida

B.

Corrida	Ângulo fieira	Ângulo PERC	Alívio de tensões	Camada temperada
A	15°	16°	500°C	0,63 mm
A	20°	16°	500°C	0,63 mm
A	15°	18°	500°C	0,63 mm
A	20°	18°	500°C	0,63 mm
A	15°	16°	600°C	0,63 mm
A	20°	16°	600°C	0,63 mm
A	15°	18°	600°C	0,63 mm
A	20°	18°	600°C	0,63 mm
A	15°	16°	500°C	1,1 mm
B	15°	16°	500°C	1,1 mm
A	20°	16°	500°C	1,1 mm
B	20°	16°	500°C	1,1 mm
A	15°	18°	500°C	1,1 mm
B	15°	18°	500°C	1,1 mm
A	20°	18°	500°C	1,1 mm
B	20°	16°	500°C	1,1 mm
A	15°	16°	600°C	1,1 mm
B	15°	16°	600°C	1,1 mm
A	20°	16°	600°C	1,1 mm
A	15°	18°	600°C	1,1 mm
B	15°	18°	600°C	1,1 mm
A	20°	18°	600°C	1,1 mm
B	20°	16°	600°C	1,1 mm

5 – Resultados Experimentais

Trabalhos preliminares foram realizados com o intuito de determinar a distribuição das tensões residuais na superfície das barras e do fio-máquina produzidas no processo de trefilação combinada (Metz, 2007a; Nunes, 2008a). Porém os trabalhos realizados, até o momento, não foram suficientes para um entendimento total da geração e redistribuição de tensões residuais em cada etapa do processo de trefilação combinada em relação aos parâmetros utilizados e principalmente quais parâmetros do processo, ou etapa, geram um maior potencial de distorção em processos de têmpera por indução.

5.1. Composição química, dureza e distribuição de elementos de liga

Objetivando-se verificar a variabilidade de composição química em cada corrida, verificou-se a composição química a cada corrida de teste. Utilizou-se um espectrômetro de emissão ótica - Spectrolab LAVMB08B, e os resultados das duas corridas analisadas são apresentados na tabela 6.

Tabela 6 - Composição química das duas corridas analisadas, aço ABNT 1045.

Corrida	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Ni	%Mo
A	0,43	0,24	0,79	0,03	0,02	0,13	0,08	0,03
B	0,44	0,23	0,66	0,03	0,03	0,09	0,05	0,01
Norma	0,43-0,5	-	0,6-0,9	Máx. 0,04	Máx. 0,05	-	-	-

Observando-se as composições químicas nota-se que não há diferenças significativas nas duas corridas analisadas. A partir da comparação das composições químicas de cada corrida com a norma ABNT NBR NM 87:96, observa-se que o aço pode ser classificado como ABNT 1045.

Na figura 5-1 e 5-2 são apresentados os valores de dureza Vickers, carga de 100 g, para a barra trefilada com ângulo de feira de 15° e 20°, respectivamente, corrida A. Observando-se os valores de dureza, notam-se algumas heterogeneidades em relação a posições periféricas, por exemplo, as posições 0° e 180° para o ângulo de 20° apresentam valores mais baixos de dureza comparando-se com as outras posições periféricas, na figura 5-3 e 5-4 são apresentadas as médias destas durezas para cada posição, e desta forma, facilita a análise de resultados.

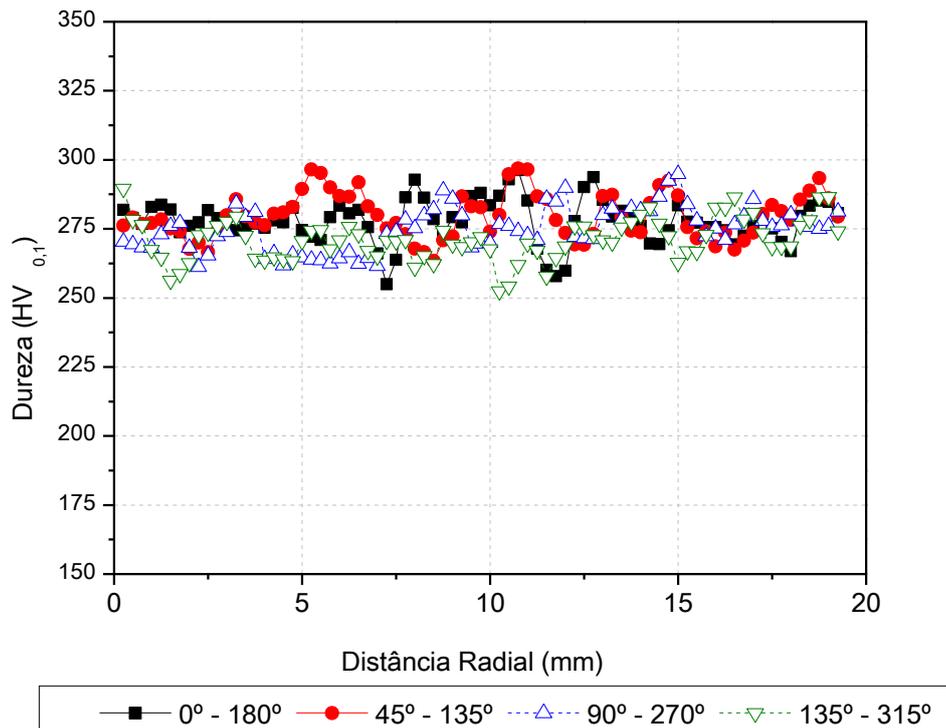


Figura 5-1 - Distribuição de dureza em uma seção transversal radial (ângulo de ferramenta de 15°), corrida A.

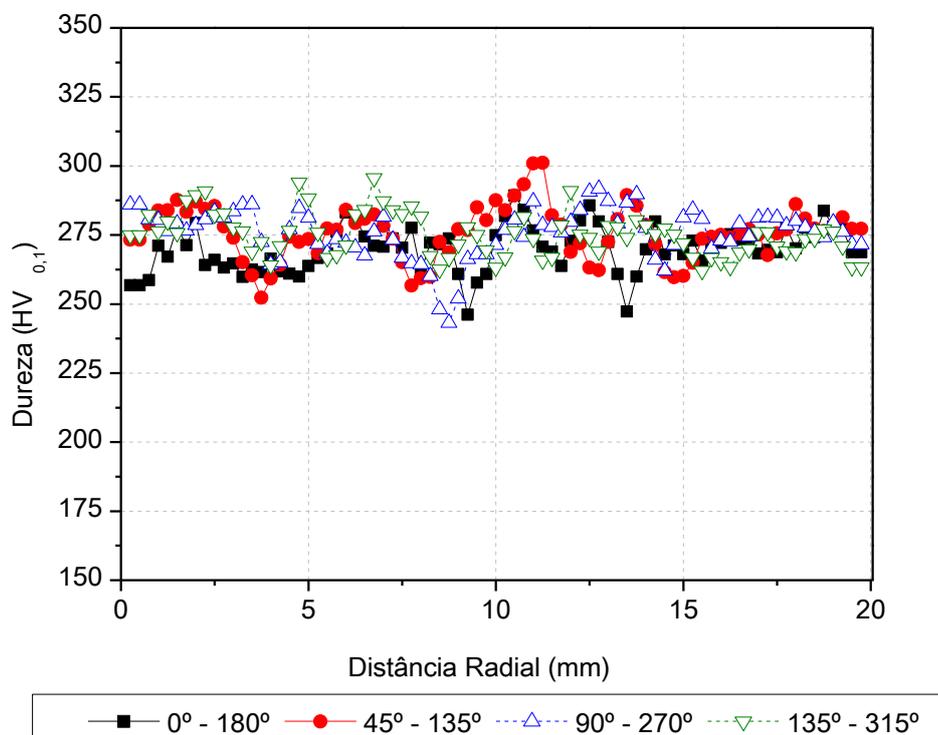


Figura 5-2 - Distribuição de dureza em uma seção transversal radial (ângulo de ferramenta de 20°), corrida A.

Na figura 5-3 são apresentados os valores médios de dureza para cada conjunto de posições periféricas analisadas da barra trefilada com ângulo de feira de 20°, corrida A.

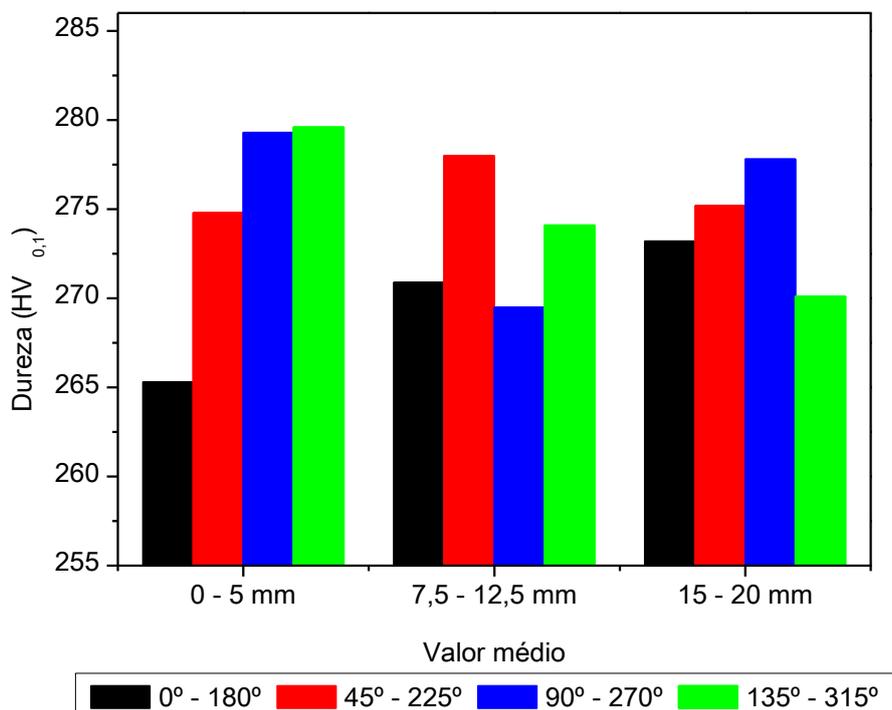


Figura 5-3 - Média de dureza em uma seção transversal radial (ângulo de ferramenta de 20°), corrida A.

Para o ângulo de feira de 20°, observa-se que na posição de 0° - 180° a distribuição de dureza na barra trefilada não é homogênea comparando-se as duas regiões próximas à superfície, 0-5 mm e 15-20 mm. Nota-se este mesmo comportamento para a posição periférica de 135° - 315°. Pode-se relacionar esta distribuição heterogênea de dureza com diferenças de encruamento do material devido às deformações plásticas do pré-endireitamento. Também pode-se relacionar estas diferenças a propriedades mecânicas do material, pois as diferenças de durezas são relativamente baixas e não ultrapassam 15 HV_{0,1}.

Resultados similares aos apresentados na figura 5-3 são apresentados na figura 5-4, para um ângulo de feira de 15°, corrida A.

Nota-se na figura 5-4 que a dureza máxima apresentada para o ângulo de feira de 15° é inferior à apresentada no ângulo de feira de 20°. Também nota-se que há maiores diferenças entre a superfície do material e o núcleo, posições 7,5 mm a 12,5 mm, e que há algumas heterogeneidades na distribuição de dureza do material. Considerando-se que a análise foi realizada na mesma corrida, ou seja, mesmo rolo de fio-máquina, as

diferenças apresentadas podem estar relacionadas ao histórico mecânico do material, ou seja, ângulo de fiação utilizado no processo de trefilação.

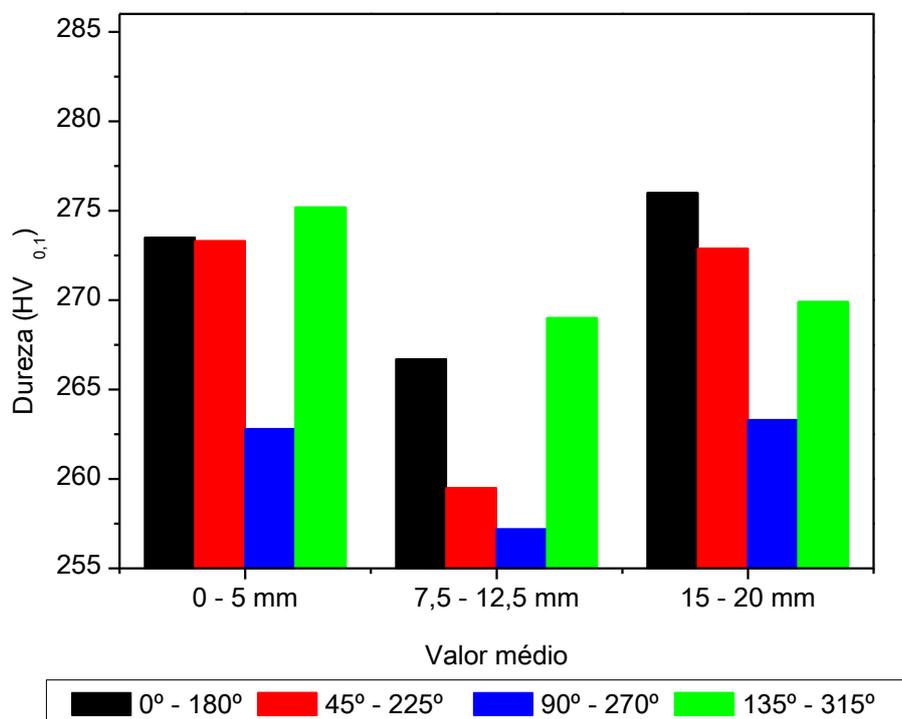


Figura 5-4 - Média de dureza em uma seção transversal radial (ângulo de ferramenta de 15°), corrida A.

5.1.1. Análise metalográfica da matéria-prima

Nas figuras 5-5 e 5-6 são mostradas as microestruturas da matéria-prima das duas corridas analisadas, barra trefilada de aço ABNT 1045, as microestruturas são formadas tipicamente de Perlita, região escura da micrografia, e Ferrita, região clara das micrografias, observa-se um bandejamento típico de materiais que foram laminados a quente. Outro aspecto importante que se pode observar nas micrografias é o bandejamento apresentado, este bandejamento tem comportamento semelhante em todo o perímetro do fio-máquina e segue o sentido de laminação do material para o fio-máquina. Nota-se diferenças entre as corridas A e B, diferenças associadas à distribuição de Ferrita, Perlita e o tamanho de grão. Considerando-se que o material é processado da mesma forma, mesmas reduções durante o processo de laminação, considerando-se que a composição química das duas corridas é bem similar, uma hipótese para estas diferenças pode ser a heterogeneidade na transferência de calor no leito de resfriamento

da laminação, ou ainda, alguma heterogeneidade durante o processo siderúrgico de fabricação do aço.



Figura 5-5 - Micrografia da matéria-prima, ataque Nital 2%, Corrida A.



Figura 5-6 – Micrografia da matéria-prima, ataque Nital 2%, Corrida B.

Normalmente não se considera as inclusões e a sua distribuição em estudos que envolvem o problema de distorção após tratamento térmico. Entretanto, segundo Hunkel et al., (2007) é necessário conhecer a distribuição e severidade das inclusões, pois em alguns casos há relação direta da distorção com a distribuição. Por isso, analisou-se os perfis de inclusões das duas corridas investigadas, maiores detalhes em Dagnese, (2012). Estes perfis, em corte longitudinal, são apresentados nas figuras 5-7 e 5-8, referentes à corrida A e corrida B respectivamente. Observa-se nestas figuras que as inclusões encontram-se alinhadas com o sentido de laminação e não apresentam uma alta severidade. À primeira vista, as corridas de material, analisadas neste trabalho, mostram inclusões não metálicas alongadas, como esperado para estes aços médio carbono. Estas inclusões cinzentas alongadas são provavelmente sulfetos de manganês. Alguns óxidos globulares também podem ser identificados. Não se realizou qualquer análise quantitativa a respeito do conteúdo das inclusões não metálicas, porém, estas inclusões tem morfologia semelhante para todas as duas corridas analisadas.

Nas figuras 5-9 e 5-10 são mostradas as macrografias em corte transversal das corridas A e B, utilizou-se o reagente HCl 50% para o ataque. Observa-se uma pequena diferença de alinhamento das segregações nas duas corridas analisadas. Estas diferenças são relativas a estrutura primária do material após o lingotamento contínuo. Segundo Prinz, (2009), estas diferenças estão relacionadas a parâmetros de extração térmica do processo de lingotamento contínuo. O processo de lingotamento contínuo gera uma zona de micro-segregação, em regiões próximas a superfície, devido à morfologia da solidificação dendrítica superposta de uma zona de macro-segregação ao longo da seção transversal. Este fato gera uma distribuição heterogênea e não simétrica

de elementos químicos ao longo do perfil da barra. Esta distribuição, não simétrica, considerando-se principalmente os elementos Mn e S levará a diferenças volumétricas na transformação martensítica durante o tratamento térmico e poderá ter como consequência um aumento do grau de distorção do componente fabricado.



Figura 5-7 - Micrografia da matéria-prima, sem ataque, Corrida A.



Figura 5-8 - Micrografia da matéria-prima, sem ataque, Corrida B.

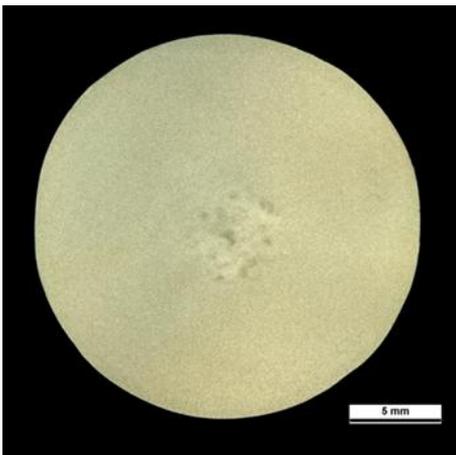


Figura 5-9 – Macrografia, corrida B, ataque 50% de HCl.

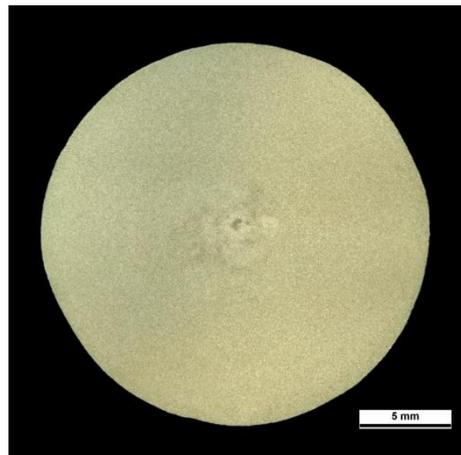


Figura 5-10 - Macrografia, corrida A, ataque 50% de HCl.

As macrografias em corte transversal, das duas corridas analisadas, são apresentadas nas figuras 5-11 e 5-12, observa-se que os alinhamentos das segregações são diferentes para as duas corridas analisadas, na corrida A o alinhamento está mais centralizado em comparação com a corrida B. Esta distribuição de segregações pode explicar também as diferenças de dureza média encontrada no material, figuras 5-3 e 5-4.

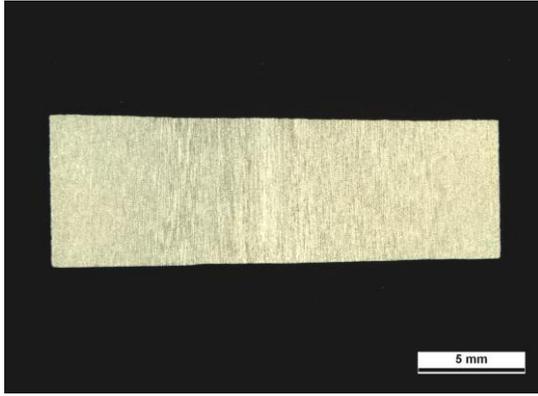


Figura 5-11 – Macrografia, corrida A, ataque 50% de HCl.

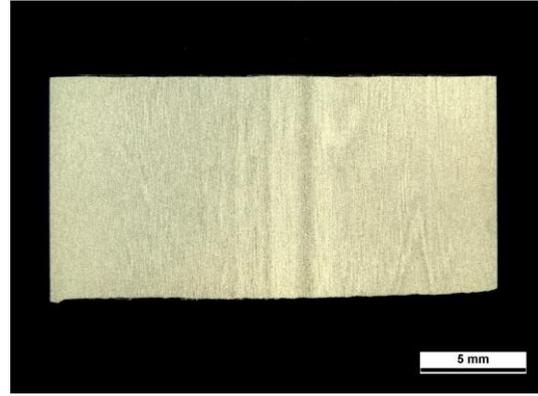


Figura 5-12 - Macrografia, corrida B, ataque 50% de HCl.

5.1.2. Análise metalográfica e de dureza de amostras após o processo de têmpera por indução

Nas figuras 5-13 e 5-14 são apresentadas as metalografias para uma amostra temperada por indução com camada temperada de 0,63 mm. Observa-se uma pequena descarbonetação no material, até uma profundidade aproximada de 10 μm , não se nota a presença de Austenita retida nestas micrografias, porém a análise com difração de radiação síncrotron e difração de raios-X evidenciaram uma pequena porção de Austenita retida. Observa-se até 0,63 mm, aproximadamente, uma camada de transição composta de Martensita, Ferrita e Perlita. Após esta camada de transição observam-se Ferrita e Perlita até o núcleo do material

Na figura 5-14 é mostrada uma maior magnificação da região superficial, onde se observa Martensita fina.

De forma análoga, são apresentadas as metalografias para a camada temperada de 1,1 mm. Na figura 5-15 é apresentada a metalografia da camada temperada e a zona de transição, bem como a microestrutura do núcleo do material. Observa-se, também, uma pequena descarbonetação superficial, a camada temperada é mais profunda, como esperado, 1,1 mm. Na figura 5-16, observa-se em detalhes uma camada de Martensita fina na superfície do material.

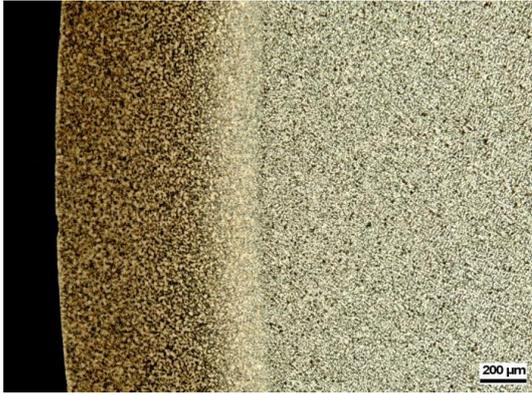


Figura 5-13 – Macrografia da amostra temperada por indução 0,63 mm, ataque Nital 2%.

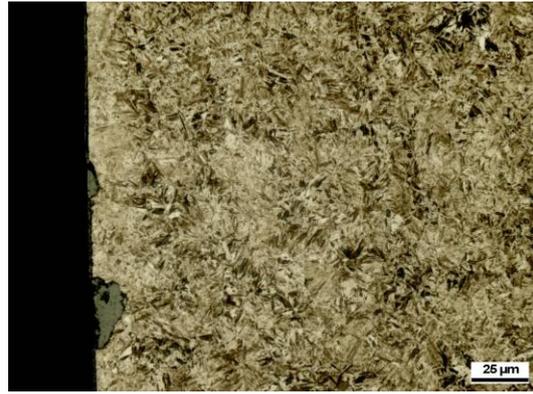


Figura 5-14 – Micrografia da amostra temperada por indução 0,63 mm, ataque Nital 2%.



Figura 5-15 - Macrografia da amostra temperada por indução 1,1 mm, ataque Nital 2%.



Figura 5-16 - Macrografia da amostra temperada por indução 1,1 mm, ataque Nital 2%.

Na figura 5-17 são apresentados os perfis de microdureza para amostras temperadas por indução para as duas camadas analisadas, 0,63 mm e 1,10 mm quantificadas segundo a norma DIN 17022-3, (1989). Observa-se que a dureza superficial para a amostra temperada com camada de 1,10 mm é menor na superfície do material, porém este valor comportamento inverte após 0,5 mm. Nota-se também que a dureza no núcleo do material é homogênea após 1,4 mm independente da camada temperada utilizada. O fato da amostra com uma profundidade maior de camada temperada apresentar uma dureza menor na superfície está diretamente relacionado aos parâmetros de indução. Conforme mostrou-se na tabela 3, a velocidade de avanço do indutor no processo de têmpera por indução é diferente para as duas camadas. Para a camada de 0,63 mm a velocidade de avanço é de 2 m/min, para a camada de 1,1 mm a velocidade de avanço é de 1,4 m/min. Desta forma, a menor velocidade de avanço foi utilizada para se conseguir uma profundidade maior de camada, o que de fato ocorreu,

porém há o efeito de maior relaxação de tensões em tempos maiores de aquecimento, e isto explica a diferença superficial de dureza.

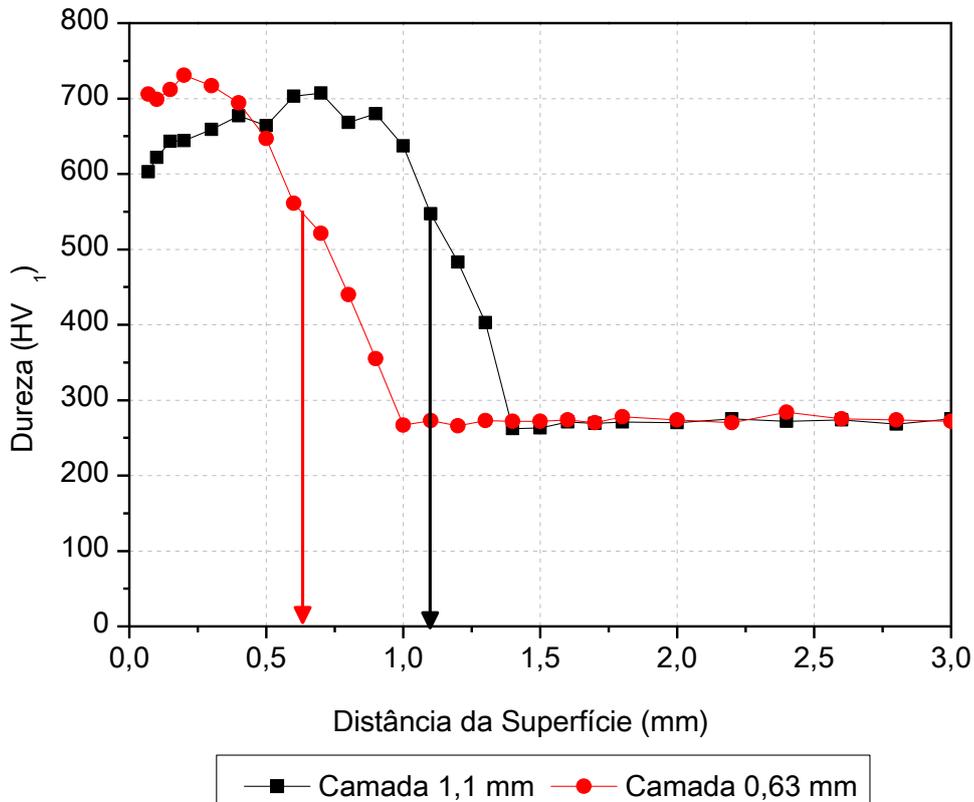


Figura 5-17 – Medições de microdureza Vickers na camada temperada por indução, carga 1000g – HV₁ e caracterização da profundidade de têmpera conforme a norma DIN 17022-3, (1989).

5.2. Análise de tensões residuais

Neste capítulo é apresentada a caracterização de tensões residuais nas diversas etapas do processo analisadas, sendo elas:

- Matéria-prima (fio-máquina);
- Pré-endireitamento;
- Jateamento;
- Trefilação;
- PERC;
- Alívio de tensões;
- Têmpera por indução;

O primeiro aspecto tecnológico na análise de tensões residuais é o conhecimento de quanto à amostra cortada foi afetada pelo alívio de tensões, ou redistribuição das tensões devido à preparação.

A primeira análise consistiu na determinação da distância da extremidade, de uma amostra cortada com 120 mm, a partir da qual não há efeito de relaxação e redistribuição de tensões residuais provocados pelo corte.

Assim, a figura 5-18 mostra o perfil de tensões residuais ao longo da amostra trefilada com ângulo de fieira de 20°, cortou-se a amostra com serra fita. Realizou-se as medições utilizando-se a técnica de difração de nêutrons, mediu-se as tensões residuais em uma região após a extremidade até o centro da mesma. Observa-se que houve uma redistribuição de tensões residuais longitudinais, transversais e radiais até uma distância de 10 mm após o corte da amostra, esta redistribuição é devido ao alívio de tensões nas regiões adjacentes ao corte. Após a distância de 10 mm o nível de tensões residuais no núcleo do material tende a não ser influenciado pelo alívio e redistribuição de tensões do corte. Nota-se também que as tensões residuais longitudinais tendem a zero na extremidade, comportamento já mostrado por Atienza, (2005) o que mostra que as medições realizadas são coerentes. Desta forma, as análises de tensões residuais foram sempre realizadas, no mínimo, a uma distância de 20 mm da extremidade da amostra, para as amostras com 200 mm de comprimento.

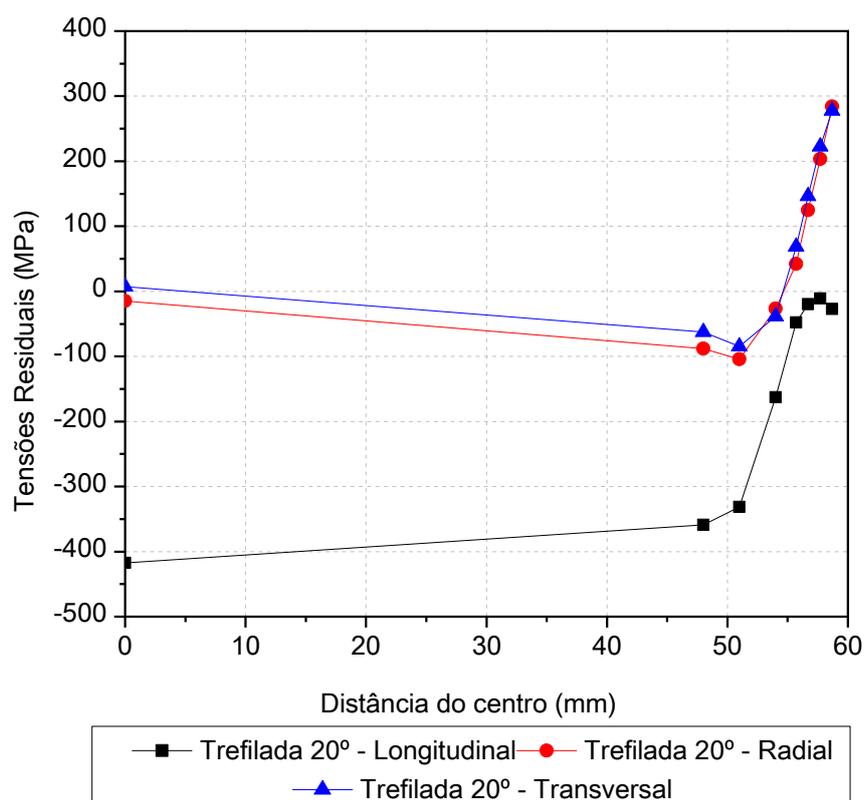


Figura 5-18 – Distribuição de tensões residuais longitudinal, radial e transversal para a posição central de uma amostra trefilada com ângulo de fieira de 20°, Corrida B – caracterização por difração de nêutrons.

5.2.1. Tensões residuais superficiais – fio-máquina

Na figura 5-19 são apresentados os resultados de difração de raios-X (DRX) para a bobina de fio-máquina, matéria-prima do processo de trefilação combinada. As tensões residuais apresentam comportamento compressivo em todas as posições periféricas analisadas. Nota-se diferenças significativas de até 100 MPa para a posição periférica de maior e menor nível de tensões residuais, 90° e 315°, respectivamente. Analisando-se os valores da largura a meia altura (L.M.A) observa-se que os valores variam numa faixa de 1° a 1,5° o que pode-se considerar uma baixa deformação da microestrutura do material, comportamento esperado para um material laminado a quente.

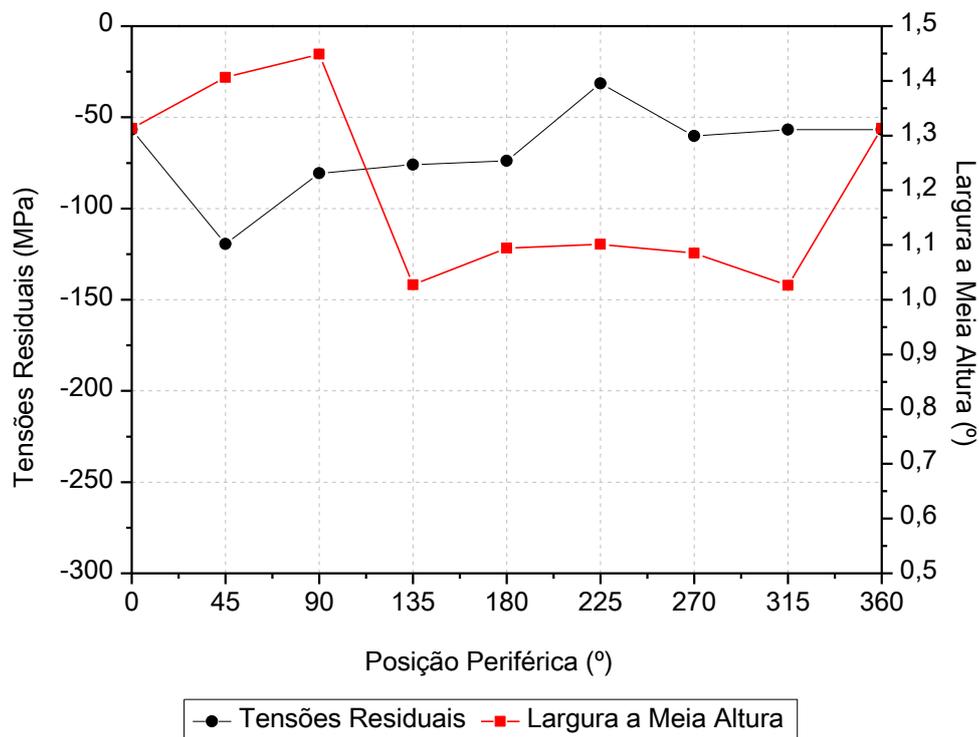


Figura 5-19 – Tensões Residuais longitudinais superficiais e L.M.A médio para cada posição axial no fio-máquina, Corrida B, medições por DRX.

5.2.2. Tensões residuais – Pré-endireitamento

Na figura 5-20 são apresentadas as tensões residuais superficiais para o fio-máquina pré-endireitado em função da posição periférica. Mediu-se três posições axiais da amostra com 10 mm de distância entre elas. Em cada posição axial mediu-se oito ângulos periféricos específicos, sendo eles: 0°, 45°, 90°, 135°, 180°, 225°, 270° e 315°, conforme mostrado no procedimento experimental. Observa-se tensões residuais longitudinais típicas de processos de endireitamento, com comportamento trativo e compressivo dependendo da posição longitudinal e do ângulo periférico. Nota-se

variações de tensões residuais em torno das posições periféricas e poucas diferenças são observadas ao longo da posição longitudinal da amostra analisada. As posições periféricas de 45° e 135° foram as que apresentaram maiores diferenças ao longo da amostra. Estas diferenças nos níveis de tensões residuais estão relacionadas a diferentes deformações plásticas localizadas, pois o fio-máquina não é totalmente homogêneo em termos de propriedades mecânicas e retinidade.

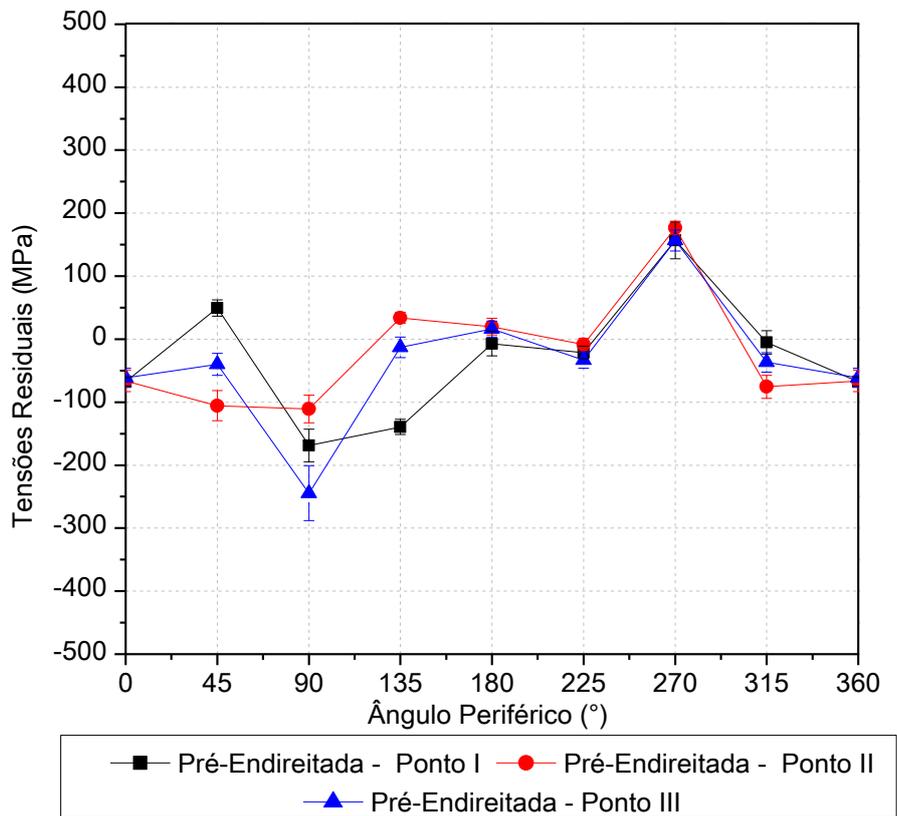


Figura 5-20 – Tensões residuais longitudinais superficiais no fio-máquina pré-endireitado, medições realizadas pelo método de difração de raios-X, corrida A.

5.2.3. Tensões residuais superficiais – Jateamento

A figura 5-21 mostra o campo de tensões residuais na barra jateada a uma profundidade de 1800 μm em relação à superfície da amostra. Realizou-se as medições utilizando-se o método de difração de raios-X com remoção de camadas e posteriormente os valores foram corrigidos utilizando-se o método de Moore e Evans, (1958). Também são mostradas nesta figura medições por difração de nêutrons iniciando a 1500 μm da superfície até 2500 μm com um volume de análise de 1 mm^3 na posição periférica de 0°, assim a profundidade média analisada foi de 2000 μm . Observa-se que as tensões residuais apresentam um comportamento compressivo ou trativo, este comportamento depende da posição periférica do fio-máquina jateado, ao longo de uma

mesma posição periférica axial. Não se notam diferenças significativas nos níveis de tensões residuais. Na figura 5-22 é apresentado o comportamento das tensões residuais em uma profundidade de 1800 μm , dados obtidos da figura 5-21. Observa-se que as tensões apresentam comportamentos opostos comparando-se duas posições periféricas opostas, por exemplo, 0° e 180°, este comportamento evidencia um perfil típico de tensões residuais após um processo de endireitamento. Isto indica que as tensões residuais geradas no processo de endireitamento não foram superpostas no processo de jateamento.

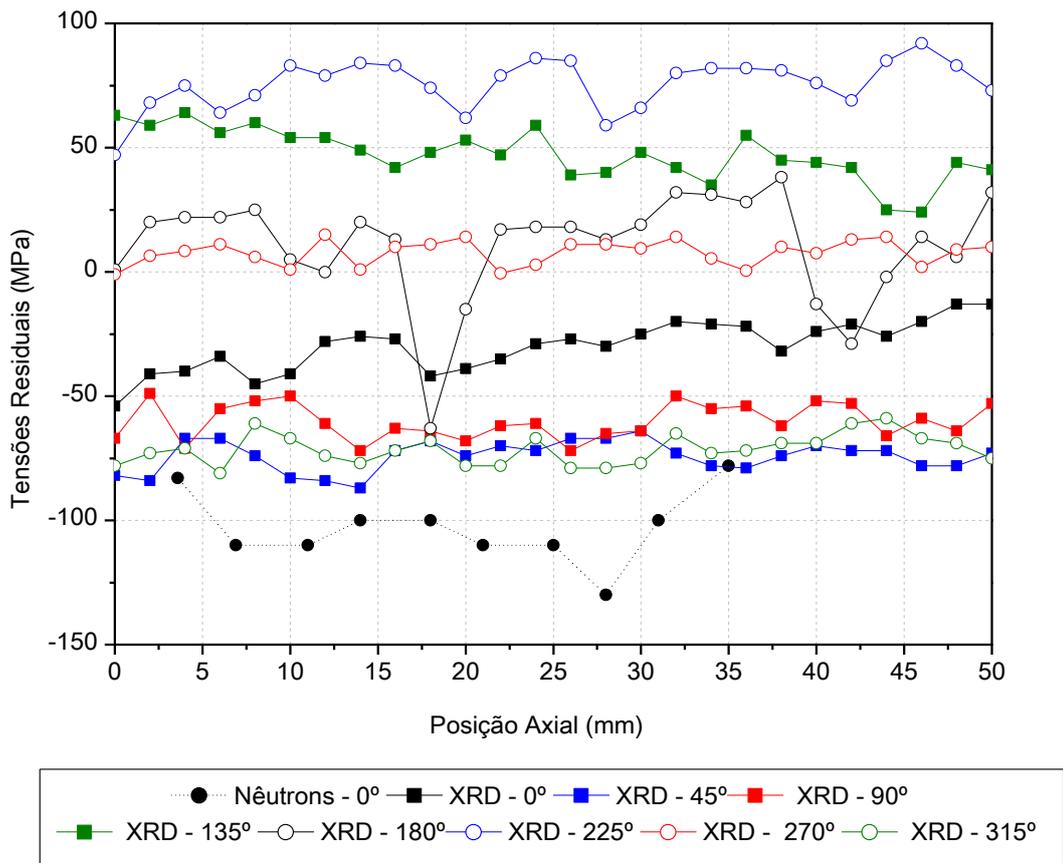


Figura 5-21 – Campo de tensões residuais longitudinais, medidos por difração de raios-X a 1800 μm , e campo de tensões residuais a uma profundidade média de 2000 μm medidos por difração de nêutrons no fio-máquina jateado.

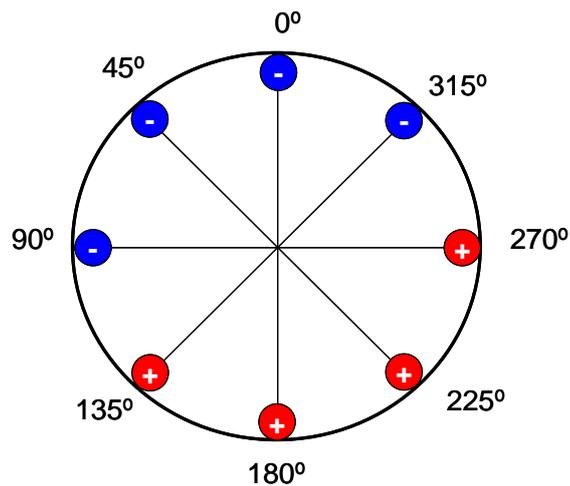


Figura 5-22 – Comportamento das tensões residuais no fio-máquina jateado em uma profundidade de 1800 μm .

Os perfis de tensões residuais axiais, transversais e radiais no fio-máquina jateado medidos utilizando-se os métodos de difração de nêutrons e as tensões residuais médias superficiais caracterizadas por difração de raios-X são apresentados na figura 5-23.

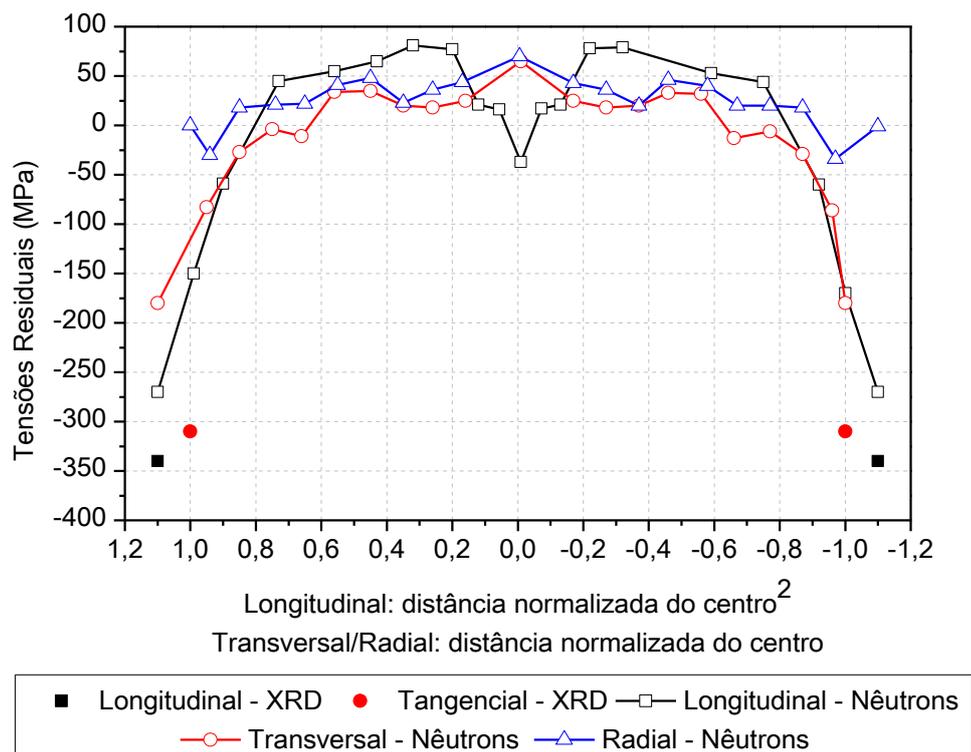


Figura 5-23 – Perfis normalizados de tensões residuais longitudinais, transversais e radiais como função de r^2 (direção axial) e r (direção transversal e radial) para uma amostra após o jateamento.

Os resultados medidos foram normalizados utilizando o método desenvolvido por Atienza et al., (2008). Analisando-se os perfis de tensões medidos por difração de

nêutrons, observa-se um alto nível de tensões residuais compressivas nos sentidos longitudinal e transversal, na região superficial, comportamento típico de peças após o processo de *shot-peening* (jateamento). Observa-se um alto gradiente de tensões residuais na superfície da barra após o processo de jateamento com as tensões residuais tendendo a valores próximos a zero no núcleo da barra. A geração deste comportamento de tensões é relacionada à deformação plástica superficial imposta no processo de jateamento.

5.2.4. Tensões residuais – Trefilação

Neste capítulo são mostrados os resultados obtidos na análise de tensões residuais após o processo de trefilação. Utilizaram-se as técnicas de difração de raios-X, difração de raios-X com remoção de camadas e difração de nêutrons para obtenção de um perfil completo das tensões residuais após o processo de trefilação.

5.2.4.1. Tensões residuais superficiais

A figura 5-24 mostra a distribuição de tensões residuais superficiais em uma barra trefilada com ângulo de fieira de 20°, corrida A. Observa-se, nesta figura, que as tensões residuais superficiais apresentam significativas variações conforme varia-se os ângulos periféricos analisados, o ângulo periférico de 270° apresenta as tensões menos trativas, comparando-se com os outros ângulos analisados. Por outro lado, o ângulo de 315° apresenta o comportamento mais trativo. A partir deste fato, além de efeitos de endireitamento serem os causadores desta distribuição de tensões residuais há também efeitos de ferramenta e circularidade do fio-máquina, tais como diferenças de rugosidade, que levam a diferenças tão significativas no nível de tensões residuais em posições periféricas muito próximas.

Na figura 5-25 são apresentadas as tensões residuais superficiais para a barra após o processo de trefilação, utilizando-se um ângulo de ferramenta de 15°, corrida A. Observa-se que as tensões residuais têm comportamento trativo na superfície do material para todas as posições periféricas analisadas. Nota-se que as tensões residuais superficiais apresentam heterogeneidades em relação às posições periféricas analisadas. Não se notou diferenças significativas nos níveis de tensões residuais ao longo das posições axiais.

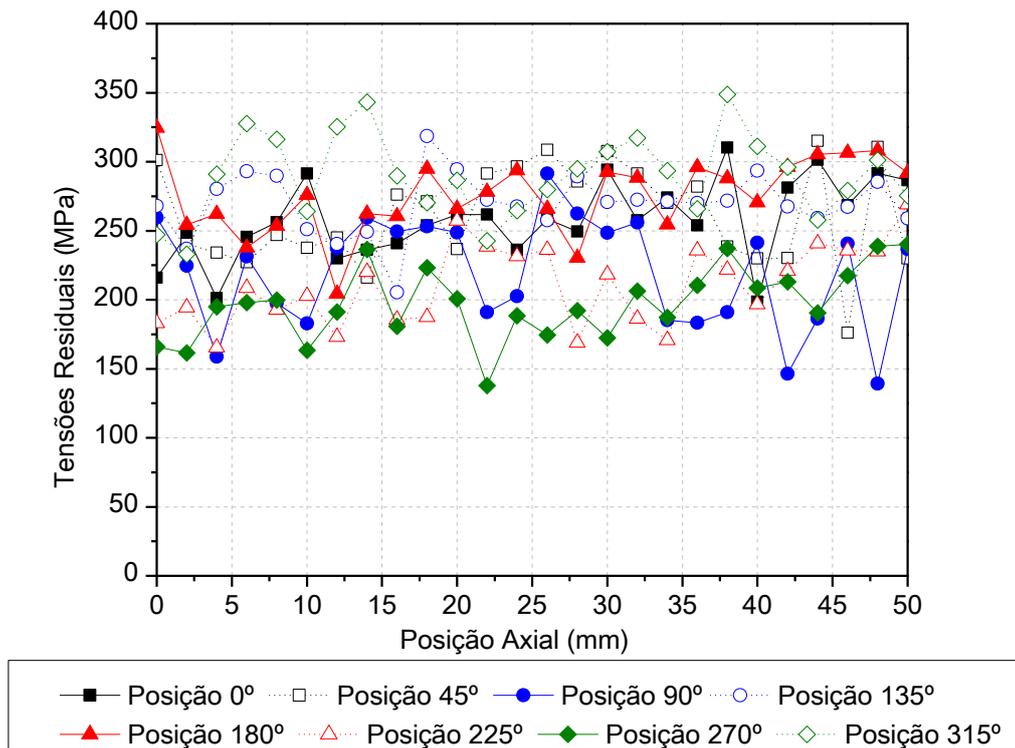


Figura 5-24 - Tensões residuais longitudinais superficiais nas oito posições periféricas analisadas para a amostra após o processo de trefilação com ângulo de 20°, Corrida A.

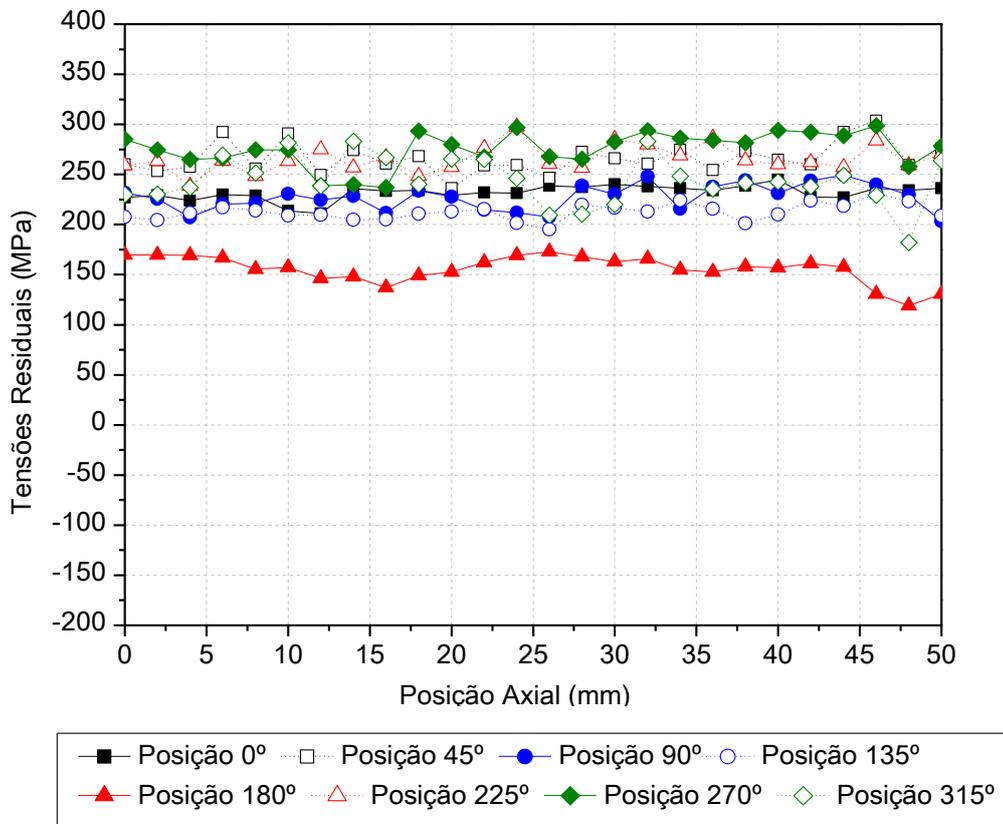


Figura 5-25 - Tensões residuais longitudinais superficiais nas oito posições periféricas analisadas para a amostra após o processo de trefilação com ângulo de 15°, Corrida A.

Na figura 5-26 são apresentadas as tensões residuais longitudinais superficiais, caracterizados por difração de raios-X, em uma barra trefilada com ângulo de fiação de 15°, corrida B. Observa-se que os níveis das tensões residuais superficiais para o ângulo de 15° são menos trativos comparando-se com os resultados apresentados na figura 5-25. Nota-se, também, que na posição próxima a extremidade da barra, após a posição 30 mm até 50 mm há um efeito de relaxação de tensões devido ao corte da amostra. Neste caso, usou-se amostras com comprimento de 120 mm, por isso, as distâncias do ponto central em relação à extremidade da amostra são menores e conseqüentemente há o efeito de relaxação de tensões residuais superficiais. Complementando-se os resultados obtidos na figura 5-18 onde são mostrados os efeitos da relaxação de tensões residuais no núcleo de uma amostra cortada, na figura 5-26 observa-se a redistribuição de tensões residuais na superfície da amostra é de aproximadamente 20 mm em relação à extremidade.

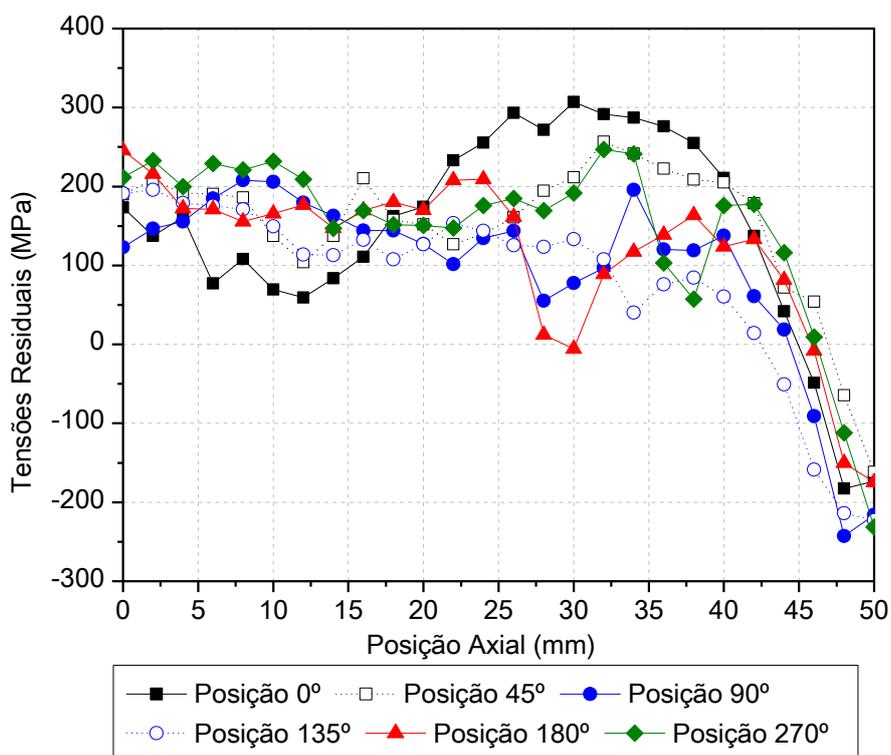


Figura 5-26 - Tensões residuais longitudinais superficiais nas seis posições periféricas analisadas para a amostra após o processo de trefilação com ângulo de fiação de 15°, Corrida B.

5.2.4.2. Perfis de tensões residuais - trefilação:

Na figura 5-27 são apresentados os perfis de tensões residuais após o processo de trefilação com ângulo de ferramenta de 15°, utilizou-se a técnica de difração de raios-X

com remoção de camadas. Mediu-se oito posições periféricas da amostra até uma profundidade de 3000 μm utilizando-se difração de raios-X com remoção de camadas e correção dos valores medidos utilizando-se o método de Moore e Evans, (1958). Nota-se que as tensões residuais apresentam um comportamento trativo na superfície e em regiões próximas. Observa-se que as tensões residuais não mudam de comportamento até 3000 μm . Nota-se, também, que as tensões residuais têm diferenças mais significativas para regiões periféricas em uma profundidade de até 2000 μm , mas após esta profundidade observa-se uma tendência das tensões diminuírem estas diferenças em torno da circunferência da barra.

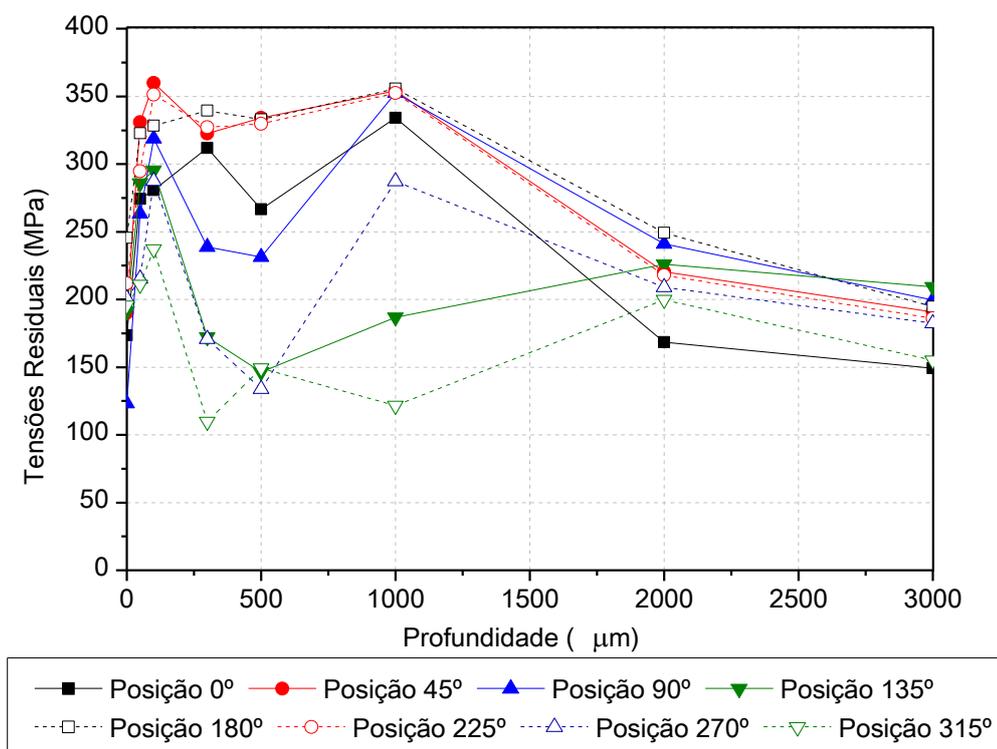


Figura 5-27 - Perfis de tensões residuais longitudinais em relação à posição periférica, barra trefilada com ângulo de 15°, Corrida B, caracterização por difração de raios-X com remoção de camadas.

Os perfis de tensões residuais longitudinal, radial e transversal para uma barra trefilada com ângulo de feixe de 15° são mostrados na figura 5-28, as tensões residuais foram medidas utilizando-se a técnica de difração de nêutrons e os resultados foram normalizados. Observa-se que as tensões residuais longitudinais e transversais em camadas próximas a superfície tem um comportamento trativo com valores próximos a 400 MPa para as tensões residuais longitudinais, essas tensões residuais longitudinais decaem até o núcleo do material, na distância de 6 mm em relação a superfície as

tensões longitudinais mudam o comportamento, tornando-se compressivas até o núcleo do material. As tensões residuais radiais são próximas a zero na superfície, conforme esperado.

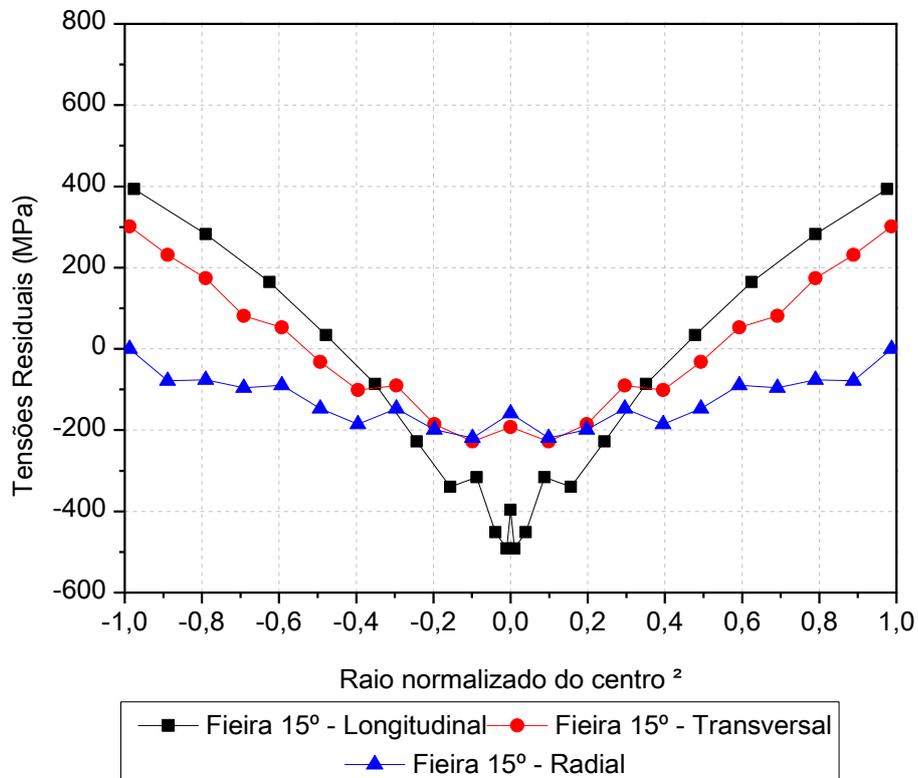


Figura 5-28 - Perfis de tensões residuais, longitudinal, transversal e radial, obtidos por difração de nêutrons. Ângulo de fieira de 15°, Corrida A.

A figura 5-29 mostra os perfis de tensões residuais longitudinal, radial e transversal obtidos por difração de nêutrons, resultados normalizados, de uma amostra trefilada com ângulo de fieira de 20°. As tensões residuais longitudinais e transversais apresentam um comportamento trativo até uma distância próxima de 4 mm da superfície. As tensões radiais apresentam um comportamento próximo de zero em regiões próximas a superfície e tentem a um comportamento compressivo no núcleo do material. Comparando-se os valores de tensões residuais para um elemento de análise próximo a superfície, nota-se que há diferenças significativas nos níveis de tensões residuais longitudinais e transversais para as duas diferentes condições de processamento do material. Observa-se também um nível menor de tensões residuais longitudinais no núcleo do material, comparando-se com o ângulo de 15°, nota-se diferenças de aproximadamente 100 MPa ao longo do perfil de tensões residuais. Observa-se também que a penetração do perfil de tensões residuais compressivas no sentido longitudinal e transversal é maior no ângulo de 15°.

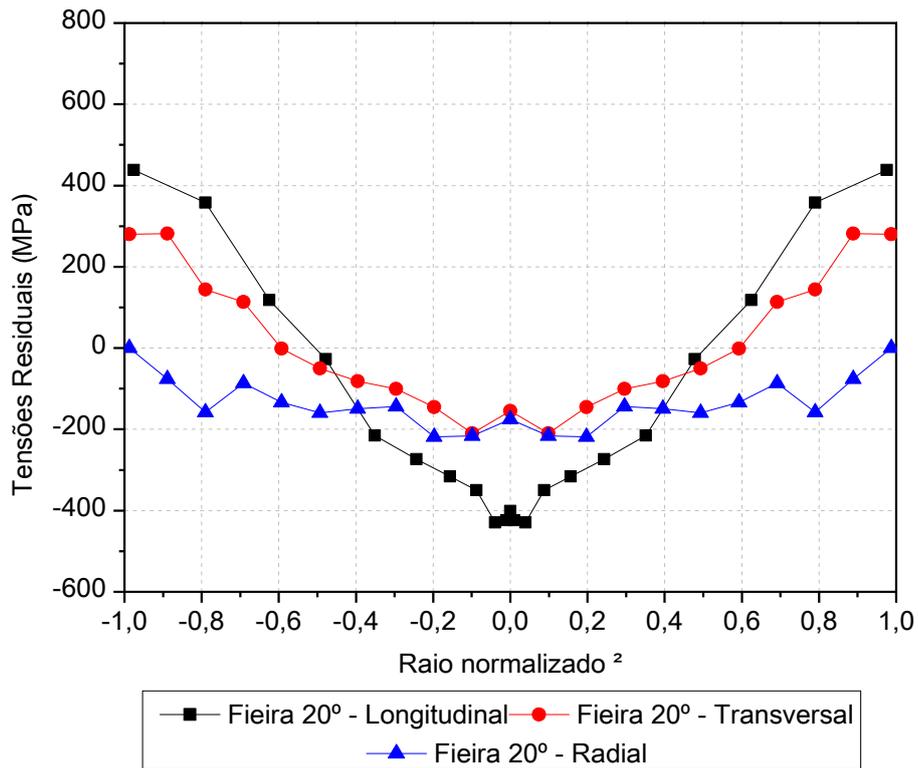


Figura 5-29 - Perfis de tensões residuais, longitudinal, transversal e radial obtidos por difração de nêutrons, parâmetros do processo: ângulo de feira 20°, Corrida A.

5.2.5. Tensões residuais - PERC

A figura 5-30 mostra as tensões residuais, caracterizados por difração de raios-X, na barra após o processo de PERC utilizando-se um ângulo de ferramenta de 16°, e ângulo de feira de 15° (etapa anterior), corrida A. As tensões residuais superficiais apresentam um comportamento compressivo ao longo das oito posições periféricas analisadas. Desta forma, nota-se que há uma redistribuição de tensões residuais após o processo de PERC, partindo-se de uma barra trefilada com tensões residuais superficiais trativas, após o PERC as tensões residuais superficiais tornam-se compressivas. A geração de tensões residuais compressivas após o processo de PERC é devida a deformação plástica superficial imposta pelo rolo convexo. Esta baixa deformação, na ordem de 1%, alonga a superfície do material, mantendo o núcleo estável, desta forma, por compatibilidade geométrica a superfície que sofreu um carregamento de tração no processo de PERC acaba induzindo tensões compressivas como resposta a deformação plástica superficial. Além da deformação plástica superficial causada pelo alongamento imposto pelo rolo côncavo, existe ainda o efeito dos momentos aplicados pelo rolo convexo. Estes momentos, responsáveis pelo endireitamento da barra causam as diferenças nos níveis de tensões residuais ao longo da periferia da barra.

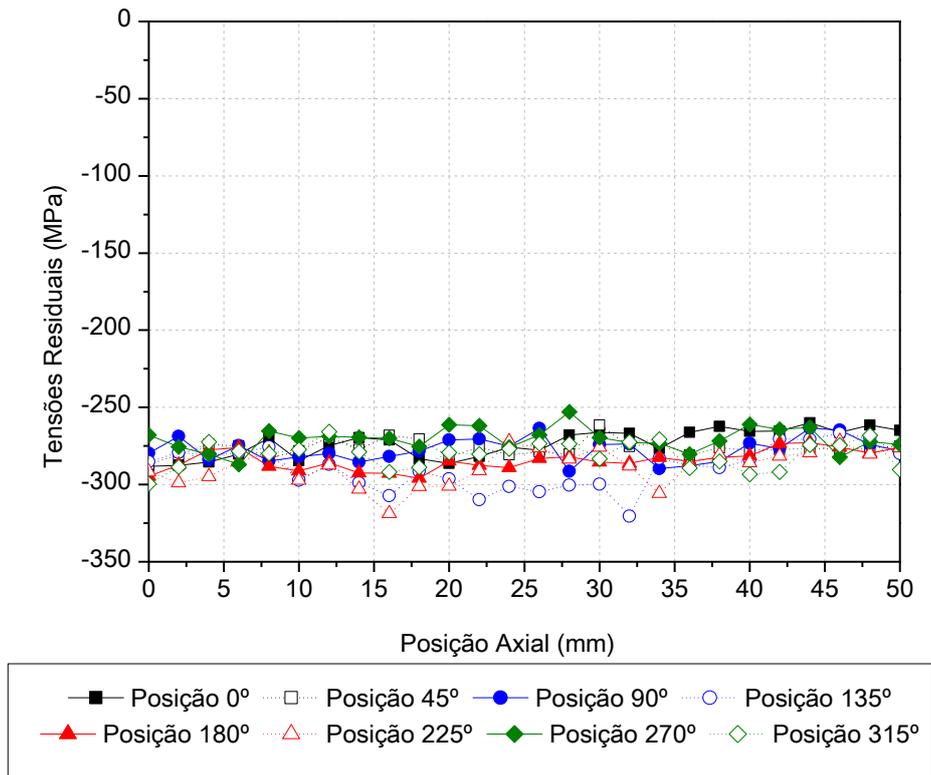


Figura 5-30 - Tensões residuais longitudinais superficiais nas oito posições periféricas analisadas para a amostra após o processo de PERC, parâmetros do processo: Fieira 15° - PERC 16°, Corrida A.

A figura 5-31 mostra as tensões residuais tangenciais superficiais para uma amostra após o processo de PERC com ângulo de 16° em uma amostra previamente trefilada com ângulo de fieira de 15°, corrida A. As tensões residuais tangenciais são ligeiramente menos compressivas comparando-se com as tensões residuais longitudinais apresentadas para o mesmo ângulo de fieira. As deformações plásticas no processo de PERC são maiores no sentido longitudinal, pois há um alongamento da barra causada pela deformação plástica induzida na superfície, este alongamento plástico longitudinal superficial causa uma redistribuição de tensões residuais em todo o diâmetro da barra. Porém, o alongamento é maior no sentido longitudinal comparando-se com o sentido transversal da barra, por isso, as tensões longitudinais superficiais apresentam um nível maior comparando-se com as tensões residuais tangenciais superficiais.

A figura 5-32 mostra a caracterização de tensões residuais superficiais, medidos utilizando-se a técnica de difração de raios-X (DRX), em uma amostra após o processo de PERC com ângulo de 18°, a amostra foi previamente trefilada com ângulo de fieira de 15°. Observa-se que o comportamento de tensões residuais é compressivo, porém, a distribuição das tensões residuais ao longo da superfície da amostra apresenta heterogeneidades.

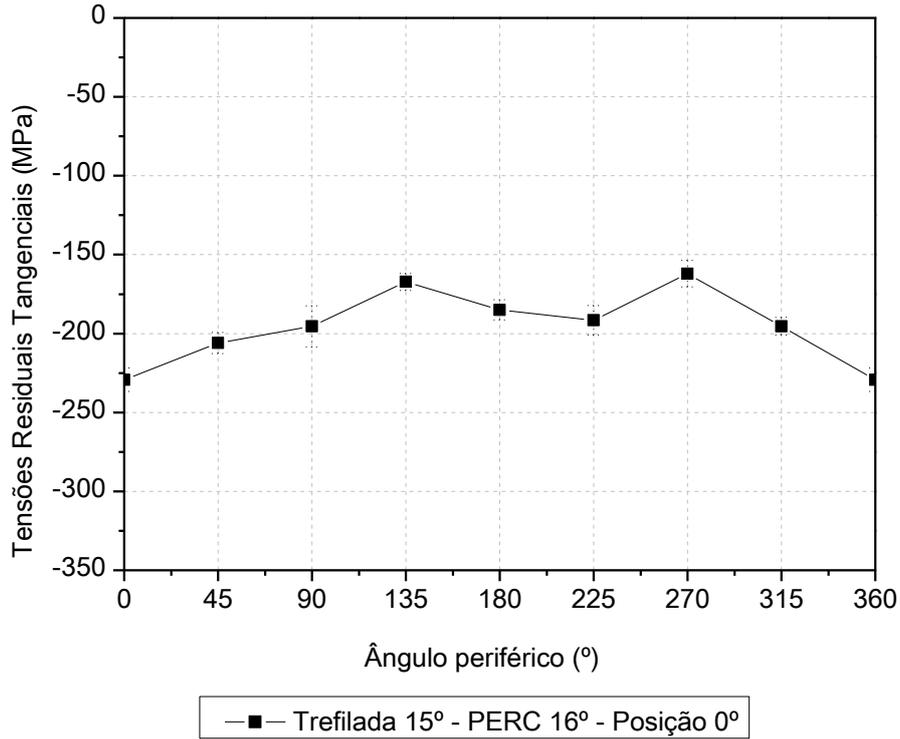


Figura 5-31 – Tensões residuais tangenciais superficiais, para a amostra após o processo de PERC, parâmetros de processo – Feira 15° - PERC 16°, Corrida A.

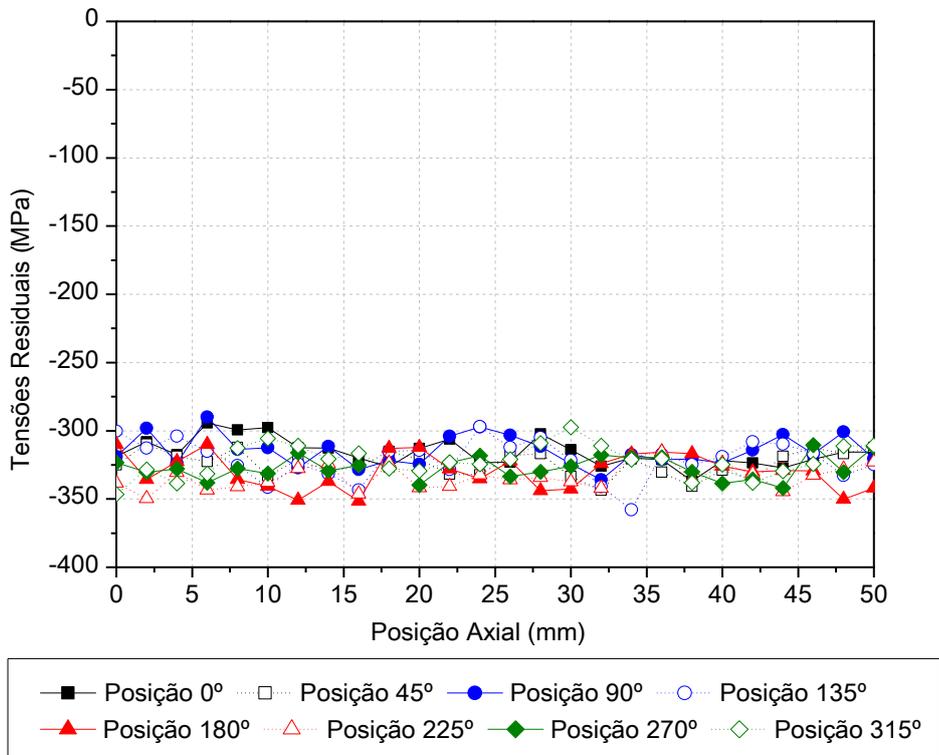


Figura 5-32 - Tensões residuais longitudinais superficiais nas 8 posições periféricas analisadas para a amostra após o processo de PERC, parâmetros de processo – Feira 15° - PERC 18°, Corrida A.

As tensões residuais superficiais longitudinais em uma amostra após o processo de PERC com ângulo de 18° , em uma barra previamente trefilada com um ângulo de fiação de 15° , corrida B, são apresentadas na figura 5-33. Observa-se que as tensões residuais superficiais apresentam um comportamento compressivo ao longo de todas as posições medidas, porém, comparando-se com as tensões residuais de uma barra processada nas mesmas condições para a corrida A, figura 5-32, observa-se que as tensões residuais sofrem maiores variações ao longo do eixo axial da amostra da corrida B e também em relação às posições periféricas analisadas.

A distribuição de tensões residuais indica um efeito de correção de distorção, ou seja, um estado de tensões de endireitamento. Pois, observam-se diferenças significativas ao longo de uma mesma posição periférica e comparando-se duas posições periféricas simétricas nota-se diferenças significativas nos níveis de tensões residuais superficiais.

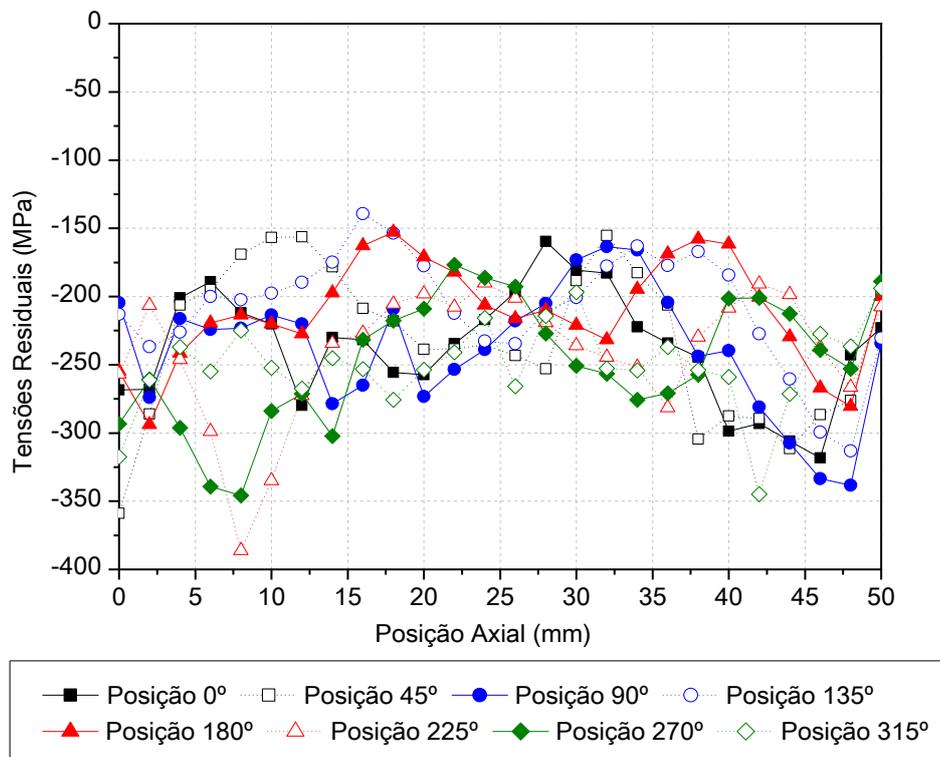


Figura 5-33 - Tensões residuais longitudinais superficiais nas 8 posições periféricas analisadas para a amostra após o processo de PERC, parâmetros de processo – Fiação 15° - PERC 18° , Corrida B.

As tensões residuais superficiais para uma amostra após o processo de PERC utilizando-se um ângulo de ferramenta de 16° , em uma barra previamente trefilada com um ângulo de fiação de 20° , são apresentadas na figura 5-34. Observa-se que as tensões residuais tem um comportamento compressivo em todas as posições periféricas

analisadas. Nota-se também que o nível de tensões residuais superficiais é muito semelhante ao apresentado na figura 5-30, onde se utilizou o mesmo ângulo de PERC, porém utilizou-se um ângulo de feira de 15°.

As tensões residuais superficiais após o processo de PERC utilizando-se um ângulo de ferramenta de 18°, em uma barra previamente trefilada com um ângulo de feira de 20°, são apresentadas na figura 5-35. Observa-se que as tensões residuais tem um comportamento compressivo em todas as posições periféricas analisadas. Comparando-se com as tensões residuais após o processo de PERC com um mesmo ângulo de ferramenta, porém um ângulo diferente de feira, 15°, nota-se que as tensões residuais superficiais são levemente mais compressivas utilizando-se o ângulo de feira de 20°. Assim, mesmo para as tensões residuais superficiais nota-se uma influência do ângulo de feira na distribuição de tensões residuais superficiais após o processo de PERC.

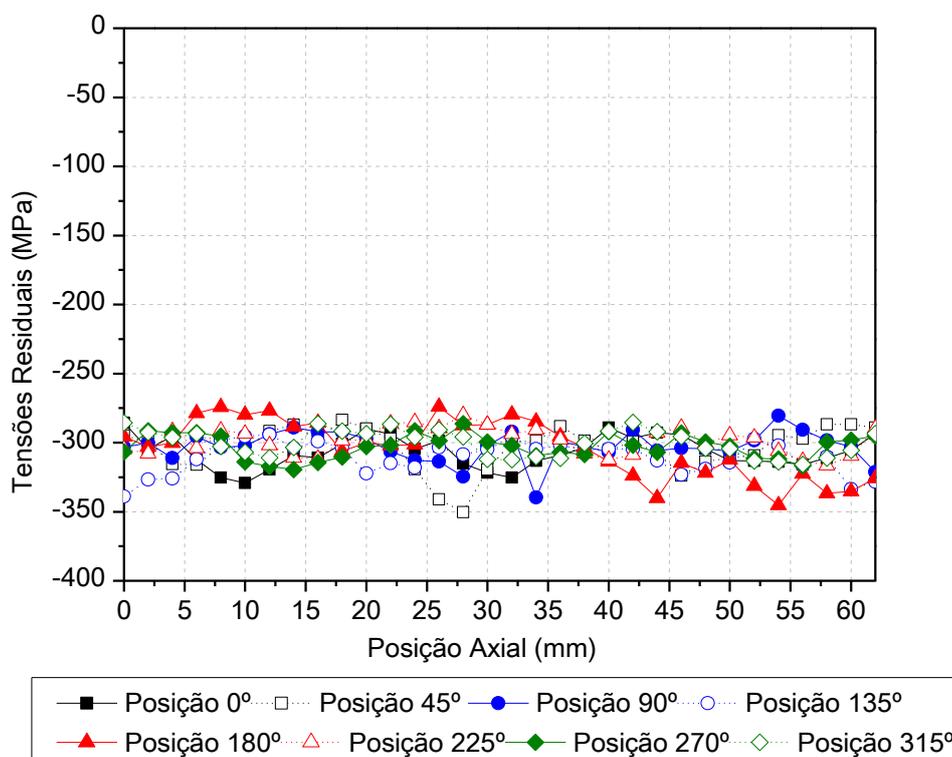


Figura 5-34 - Tensões residuais longitudinais superficiais nas 8 posições periféricas analisadas para a amostra após o processo de PERC, parâmetros de processo: Feira 20° - PERC 16°, Corrida A.

Comprando-se os resultados apresentados utilizando-se o mesmo ângulo de feira, 15°, e um ângulo de PERC de 16°, nota-se que o ângulo do processo de PERC exerce um papel importante na distribuição e no nível destas tensões residuais superficiais. Pois

as tensões residuais médias após o processo de PERC podem variar conforme o ângulo utilizado, bem como a sua distribuição.

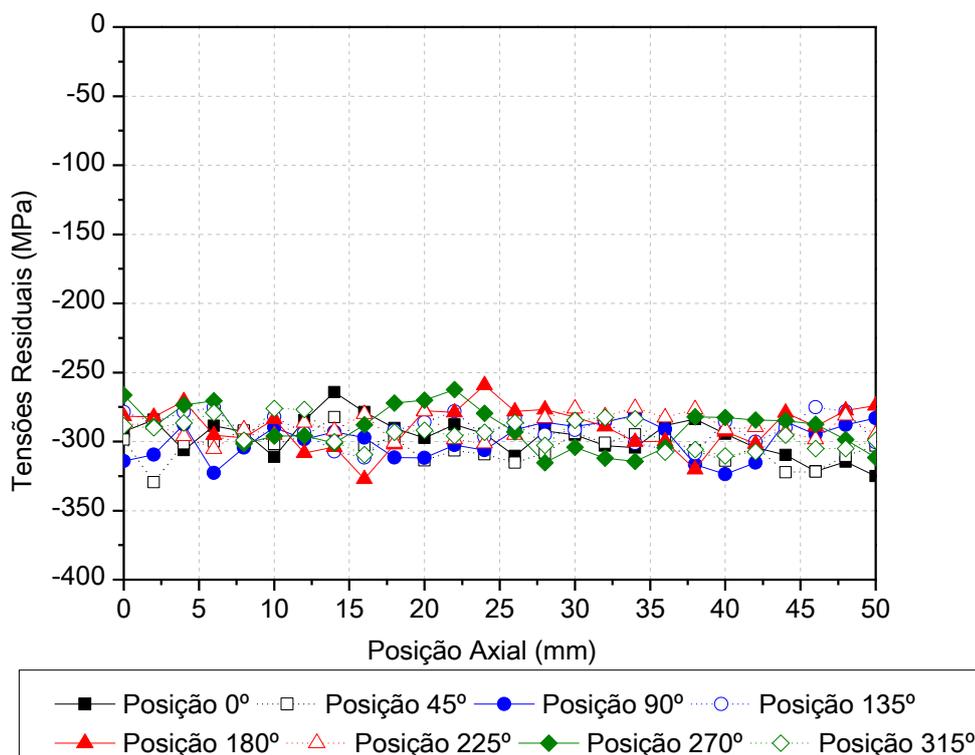


Figura 5-35 – Tensões residuais superficiais nas 8 posições periféricas analisadas para a amostra após o processo de PERC, parâmetros do processo : Feira 20° - PERC 18°, Corrida A.

5.2.5.1. Perfis de tensões residuais após o processo de PERC

Os perfis de macro tensões residuais longitudinal, radial e transversal normalizados para o processo de PERC 16° em uma barra previamente trefilada com ângulo de fieira de 15° são mostrados na figura 5-36, observa-se que as tensões residuais tem um comportamento similar ao apresentado pelo mesmo ângulo de PERC de 16°, porém os níveis de tensões residuais superficiais são diferentes. Comparando-se os níveis de tensões residuais após o PERC 16° com ângulo de fieira de 20° e 15°, observa-se que a redistribuição de tensões residuais, em regiões próximas a superfície, após o processo de PERC depende do nível de tensões residuais na etapa anterior.

A figura 5-37 mostra os perfis de macro tensões residuais longitudinais, radiais e transversais normalizados, utilizando-se o cálculo desenvolvido por Martinez-Perez, (2004), para o processo de PERC 16° com ângulo de fieira de 20°.

A figura 5-38 mostra os perfis de tensões residuais longitudinais, transversais e radiais caracterizados por difração de nêutrons para uma amostra após o processo de PERC com ângulo de 18° em uma barra previamente trefilada com ângulo de fieira de

15°. Os níveis de tensões residuais radiais apresentam valores próximos à zero em todo o perfil da barra. Diferentemente do ângulo de PERC de 16°, as tensões residuais transversais apresentam um comportamento muito próximo à zero utilizando-se um ângulo de PERC de 18°. As tensões residuais longitudinais apresentam um comportamento levemente compressivo em regiões próximas à superfície, este comportamento torna-se trativo até uma distância relativa de 0,3 em relação ao núcleo do material, após esta profundidade as tensões residuais longitudinais tornam-se fortemente compressivas até o núcleo do material.

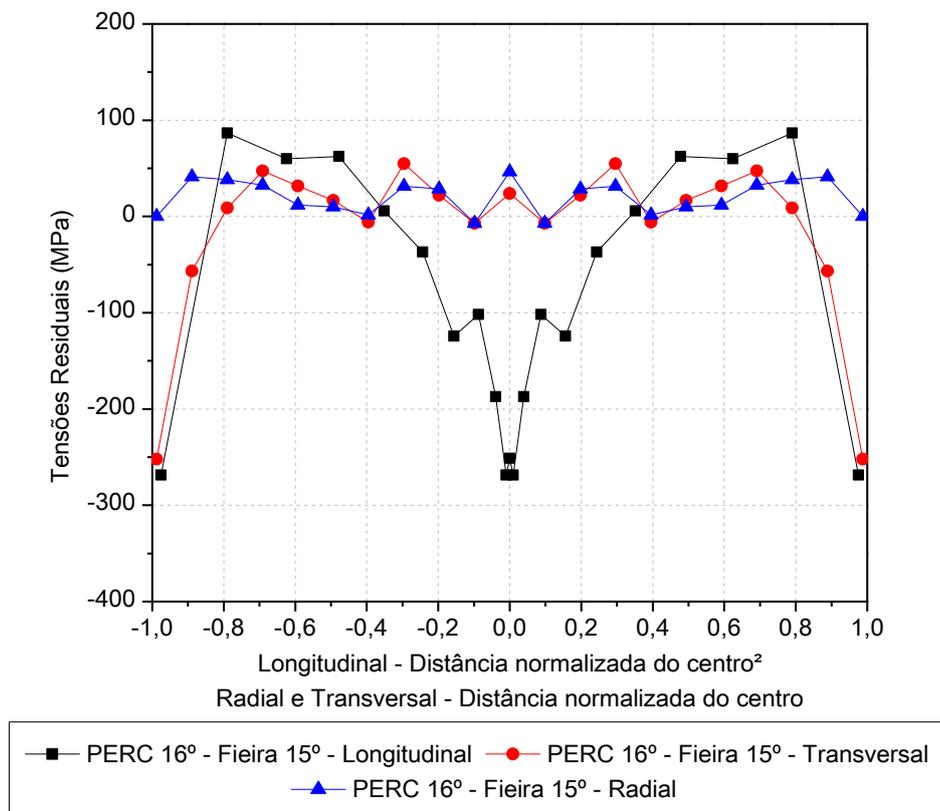


Figura 5-36 - Perfis de Macro tensões residuais longitudinal, transversal e radial, normalizados, parâmetros de processo: PERC 16° - Fieira 15°, Corrida A.

Os perfis de tensões residuais longitudinais, transversais e radiais, caracterizados por difração de nêutrons, em uma barra após o processo de PERC com ângulo de 18° em uma barra previamente trefilada com ângulo de 20° são apresentados na figura 5-39. As tensões residuais radiais apresentam um comportamento muito semelhante às demais condições de PERC analisadas, são próximas a zero em todo perfil do material. As tensões residuais longitudinais apresentam um comportamento mais compressivo na superfície comparando-se com os níveis apresentados pelo mesmo ângulo de PERC, porém com um ângulo de fieira de 15°.

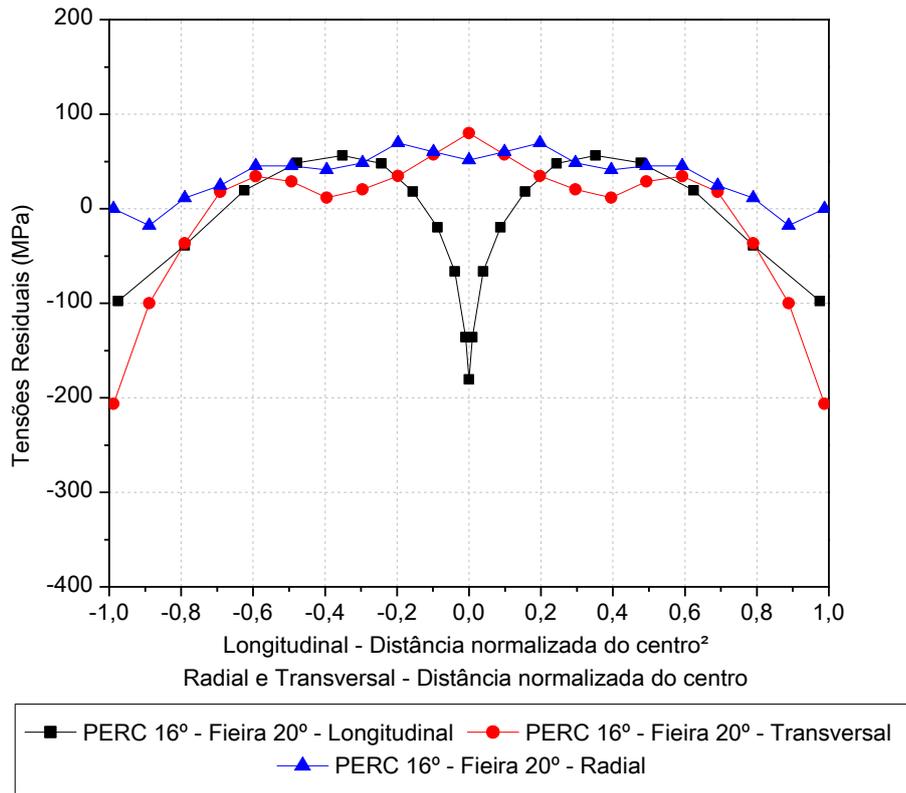


Figura 5-37 - Perfis de Macro tensões residuais axial, transversal e radial, normalizados, parâmetros de processo: PERC 16° - Feira 20°, Corrida A.

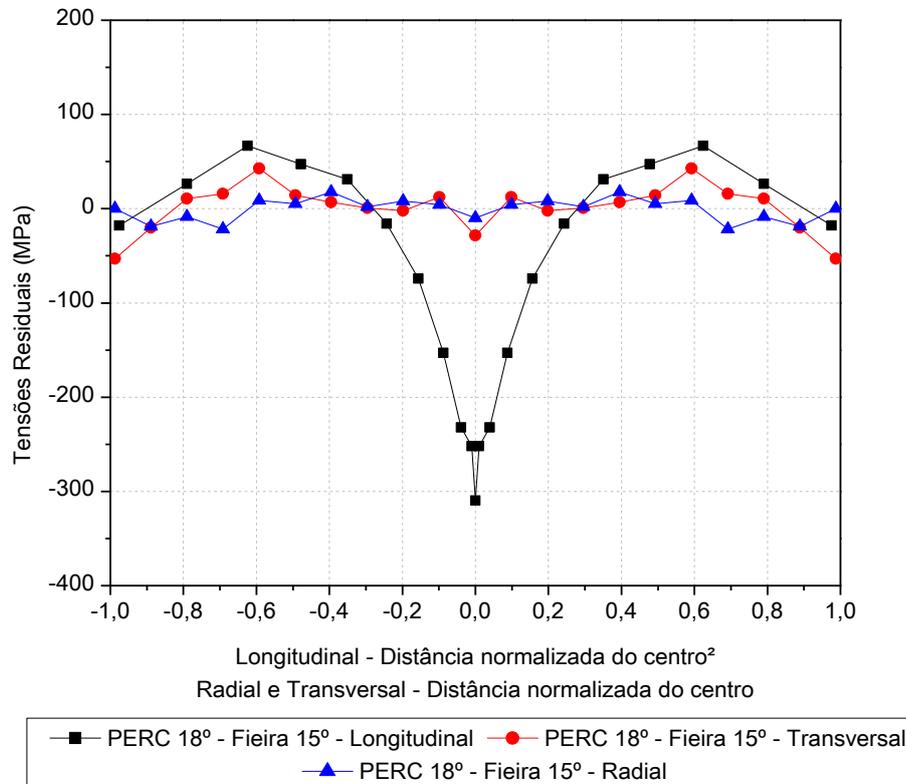


Figura 5-38 - Perfis de Macro tensões residuais longitudinal, transversal e radial, normalizados, parâmetros de processo: PERC 18° - Feira 15°, Corrida A.

Este fato indica a relação entre o estado anterior de tensões, distribuição de tensões residuais após o processo de trefilação, e a distribuição de tensões após o processo de PERC com ângulo de 18°. As tensões residuais transversais são fortemente afetadas pela combinação dos ângulos de fieira e PERC. As tensões residuais longitudinais apresentam um comportamento muito semelhante ao comportamento apresentado utilizando-se um mesmo ângulo de PERC, porém um diferente ângulo de fieira, figura 5-38. Analisando-se todas as condições de PERC analisadas, observa-se que os perfis das tensões residuais longitudinais são muito semelhantes para as quatro combinações de ângulos de PERC e fieira estudados.

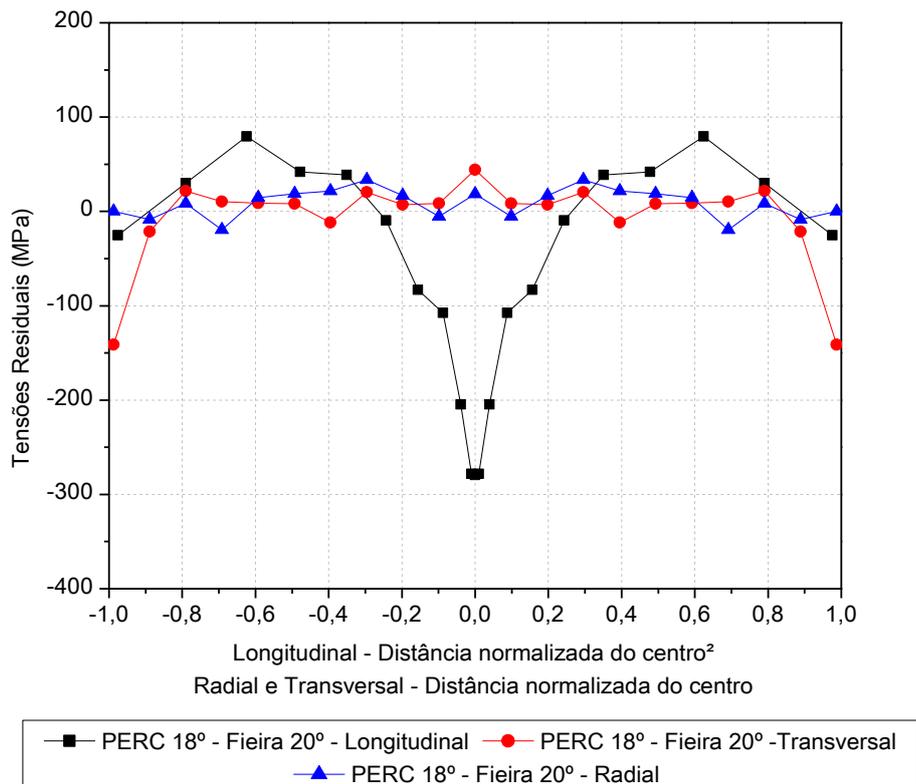


Figura 5-39 - Perfis de Macro tensões residuais longitudinal, transversal e radial, normalizados, parâmetros de processo: PERC 18° - Fieira 20°, Corrida A.

5.2.6. Tensões residuais superficiais – Alívio de tensões

As tensões residuais após o processo de alívio de tensões utilizando-se uma temperatura de 600°C em uma barra após o processo de PERC com ângulo de ferramenta de 16° em uma barra previamente trefilada com ângulo de fieira de 20° são apresentados na figura 5-40. Mediu-se as tensões residuais, utilizando-se a técnica de difração de raios-X, em uma posição periférica, 0°, ao longo do eixo axial da amostra.

Observa-se que as tensões residuais apresentam valores significativamente baixos comparando-se com as tensões após o processo de PERC. A partir dos estados de tensões residuais superficiais após o alívio de tensões pode-se afirmar que houve uma efetiva redução de tensões residuais superficiais após o processo de alívio de tensões.

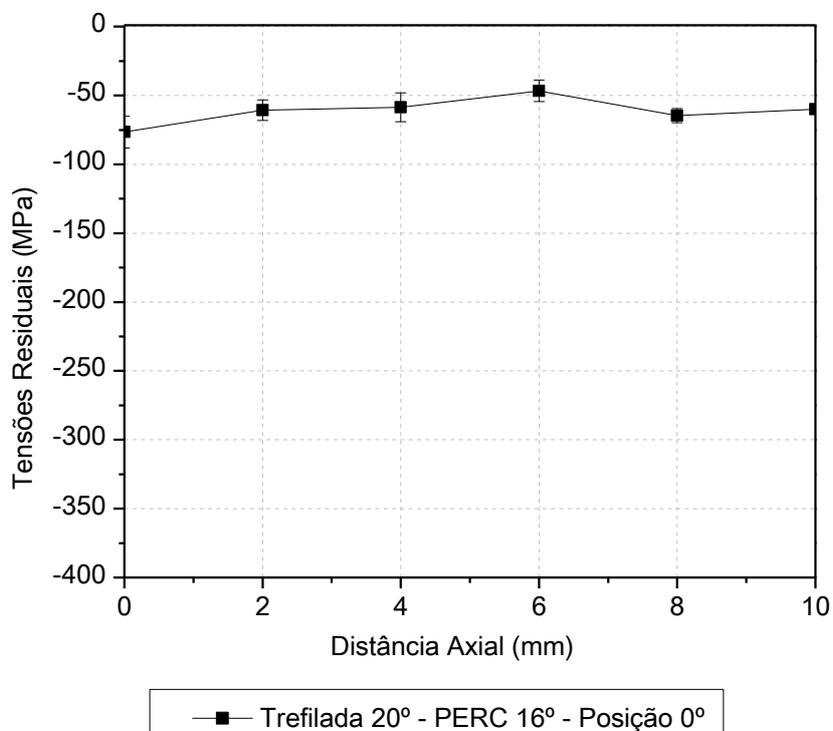


Figura 5-40 – Tensões residuais superficiais após o alívio de tensões, temperatura de 600°C, uma hora, em uma barra após o processo de PERC 16° - barra previamente trefilada com ângulo de fiara de 20°, corrida A, caracterização por DRX.

5.2.7. Tensões residuais – Têmpera por indução

Neste capítulo são apresentados os resultados da caracterização das tensões residuais após o processo de têmpera por indução. Utilizou-se a técnica de difração de raios-X para obtenção de uma descrição detalhada dos níveis de tensões residuais na superfície das barras temperadas. Os perfis de tensões residuais nas barras temperadas foram obtidos utilizando-se três técnicas, difração de raios-X com remoção de camadas, difração de nêutrons e difração de radiação síncrotron.

5.2.7.1. Avaliação de tensões residuais superficiais após o processo de têmpera por indução

A caracterização de tensões residuais superficiais após o processo de têmpera por indução, com camada de 0,63 mm, caracterizados por difração de raios-X, é mostrado na

figura 5-41. Observa-se que as tensões residuais superficiais tem um comportamento compressivo, este comportamento é típico dos processos de têmpera por indução (Coupard et al., 2008). No processo de têmpera por indução há uma mudança de fases na superfície do material, e esta mudança de fases causa uma expansão de volume pela formação da Martensita. A partir das medições realizadas chegou-se em um valor de tensões residuais superficiais de -439,5 MPa com um desvio padrão de 46 MPa. Nas medições de tensões residuais por difração de raios-X a barra de erros mostrada nas figuras indica o erro associado à medida, este erro é calculado a partir da linearização de um polinômio que melhor se ajusta aos picos de difração medidos utilizando-se o método $\text{sen}^2\psi$.

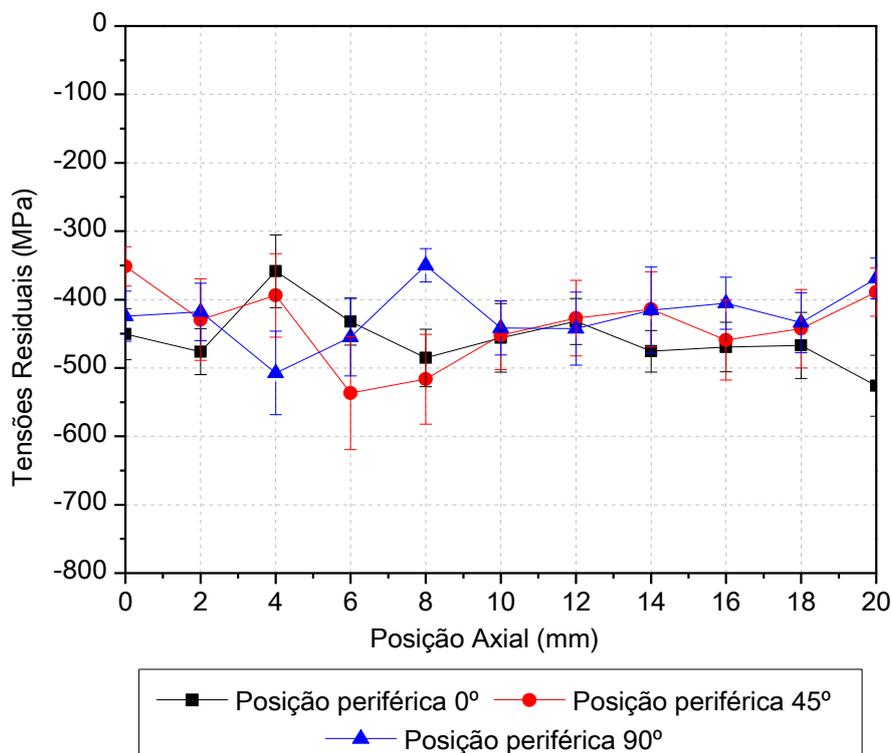


Figura 5-41 - Tensões residuais longitudinais superficiais na barra temperada por indução com camada de 0,63 mm obtidos por difração de raios-X, parâmetros de processo: ângulo de fieira de 20° e ângulo de PERC de 16°.

A figura 5-42 mostra a distribuição de tensões residuais superficiais em três posições periféricas da barra após o processo de têmpera por indução com camada de 1,1 mm. Realizou-se a caracterização de tensões residuais superficiais utilizando-se a técnica de difração de raios-X, mediu-se 20 mm na direção longitudinal utilizando-se uma abertura de 2 mm, totalizando 11 pontos de medição para cada posição angular. As tensões residuais superficiais após o processo de têmpera por indução apresentam um comportamento compressivo, como já apontado por outros autores, (Tokuda et al., 2004).

Nota-se que as tensões residuais superficiais apresentam algumas variações ao longo da amostra, nota-se que há um erro padrão associado a cada medida maior do que nas etapas anteriores. Este erro padrão maior é associado formação de Martensita, pois há uma deformação maior no retículo cristalino e conseqüentemente um alargamento do pico de difração, este alargamento diminui a precisão na análise do ponto máximo do pico, e desta forma, aumenta-se o erro associado à medição, (Hauk, 1997). As tensões residuais superficiais médias calculadas após o processo de têmpera com camada de 1,1 mm é de -512 MPa com desvio padrão de 49 MPa. Comparando-se os valores médios das tensões residuais superficiais apresentados pela camada de 1,1 mm com os apresentados pela camada de 0,63 mm nota-se uma diferença de aproximadamente 73 MPa, o que de fato é significativa tratando-se de processos de têmpera por indução.

Na figura 5-43 são mostradas as tensões residuais, caracterizadas por DRX com remoção de camadas de 0,063 mm, após o processo de têmpera por indução para uma amostra com camada de 1,1 mm em uma barra fabricada com ângulo de fieira de 20° e ângulo de PERC de 16°. Nota-se diferenças de aproximadamente 50 MPa nas tensões residuais em relação as posições periféricas analisadas. Analisando-se a largura a meia altura (L.M.A) apresentada na figura 5-44, observa-se diferenças significativas no valor de L.M.A nas posições analisando-se os pontos de maiores valores de L.M.A e comparando-se com a curvatura e a distorção apresentada pela amostra, 46,5 µm na direção -130°. Esta direção coincide com a posição 270° que tem o menor valor de L.M.A na direção longitudinal.

De maneira semelhante, como apresentado na figura 5-43, o valor médio da largura a meia altura (L.M.A) é mostrado na figura 5-44 para uma distância da superfície de 0,063 mm. A amostra analisada foi obtida com os seguintes parâmetros: corrida A, ângulo de fieira de 20°, ângulo de PERC de 16°, 600°C de alívio de tensões e camada temperada de 1,1 mm.

Diferenças de 0,3 na L.M.A podem ser consideradas significativas. Os valores máximos da L.M.A situam-se nas posições periféricas de 45° e 180°. Nas posições periféricas de 225° e 360° encontraram-se os mínimos valores. Analisando-se os valores de curvatura, distorção, após a têmpera por indução da amostra analisada, observou-se uma curvatura de 46,5 µm na direção de -130° na projeção do plano X-Y. Esta curvatura coincide com o ângulo periférico de 230° da amostra, ou seja, próximo ao ângulo de 225°, onde ocorreu o valor mínimo da L.M.A. A L.M.A fornece informações sobre a microestrutura, assim, a distorção apresentada nesta condição de processamento do material após a etapa de têmpera por indução está diretamente relacionada a fatores microestruturais.

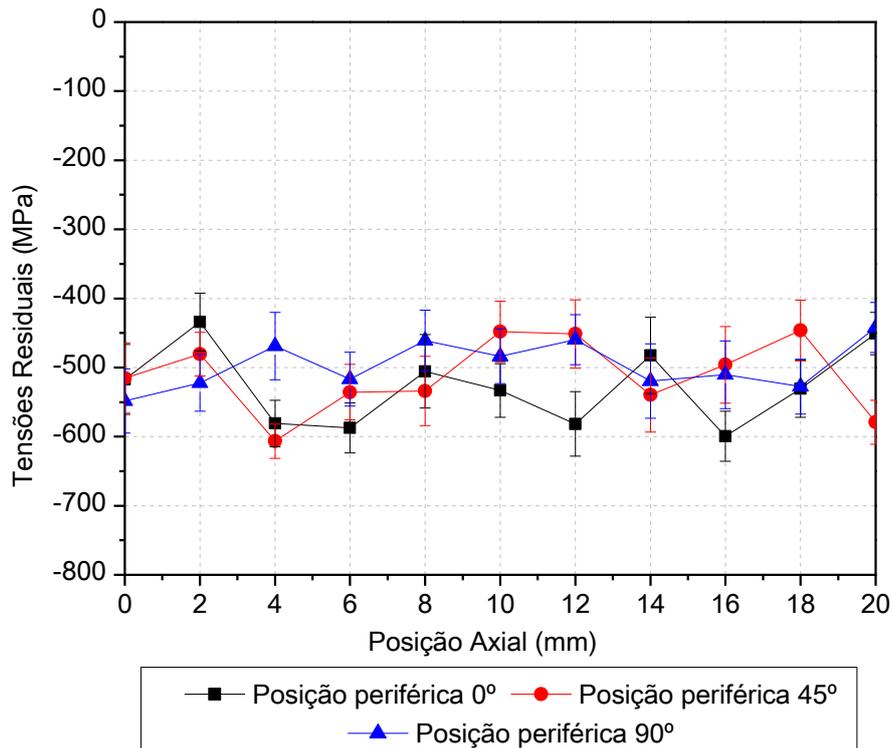


Figura 5-42 - Tensões residuais longitudinais superficiais na barra temperada por indução com camada de 1,1 mm obtidos por difração de raios-X, parâmetros de processo: ângulo de feixe de 20° e ângulo de PERC de 16°.

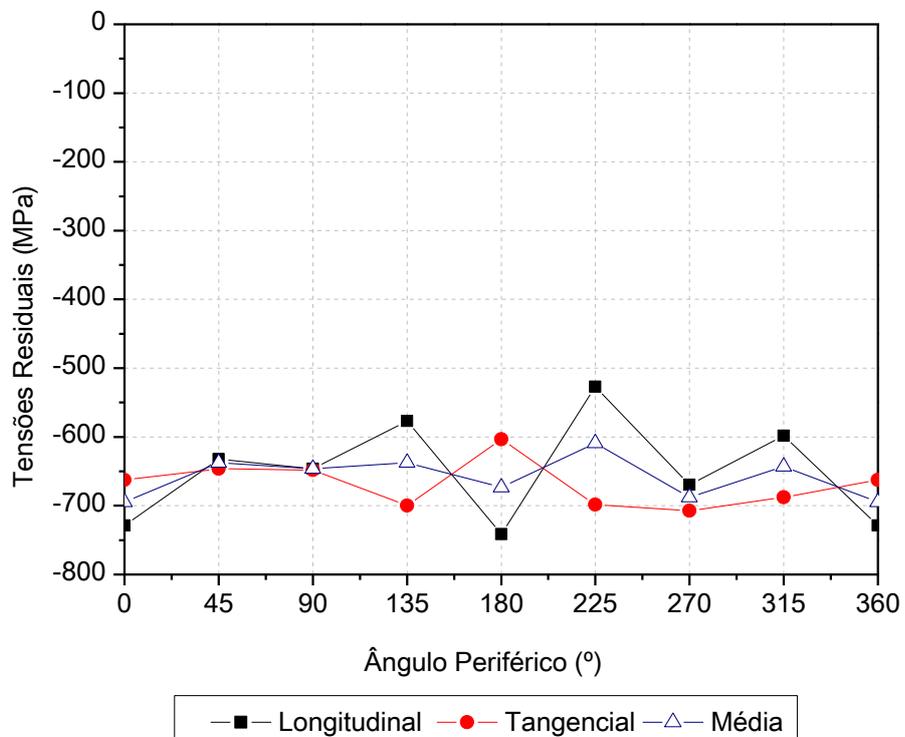


Figura 5-43 – Tensões residuais superficiais longitudinais e tangenciais em uma amostra temperada por indução, camada 1,1 mm.

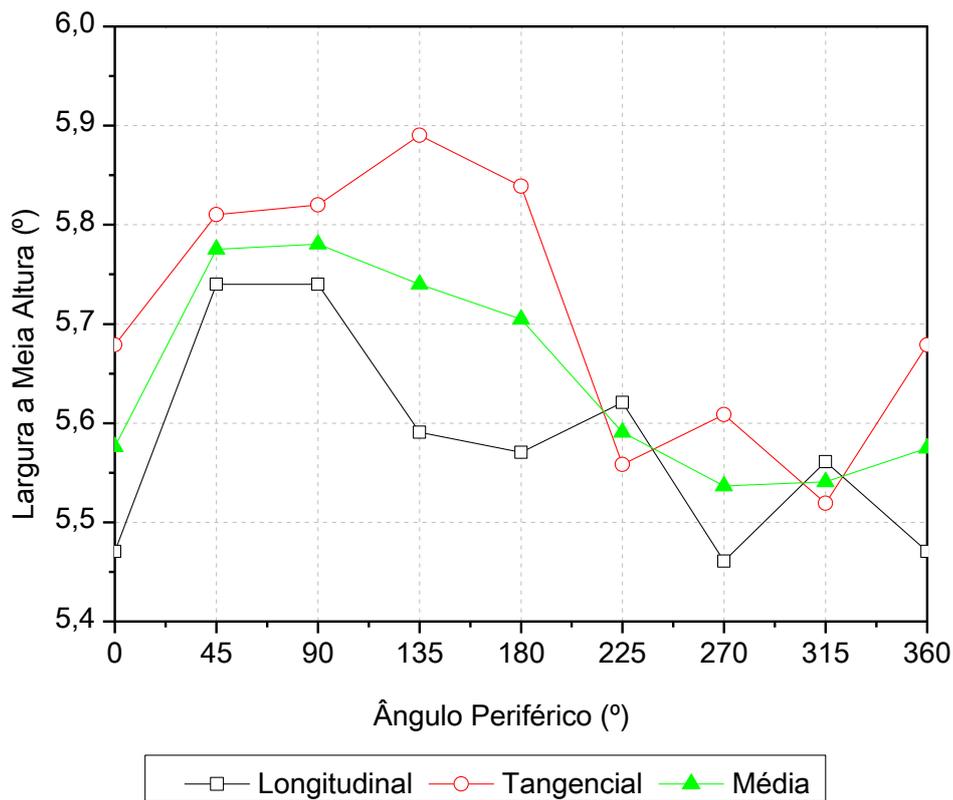


Figura 5-44 – Largura a meia altura (L.M.A) superficial em torno da periferia de uma amostra temperada por indução com 1,1 mm de camada.

5.2.7.2. Avaliação de perfis de tensões residuais após o processo de têmpera por indução

As figuras 5-45 e 5-46 mostram os perfis de tensões residuais longitudinais, para as posições periféricas de 0° e 90°, em amostras temperadas por indução com camadas de 0,63 e 1,1 mm, respectivamente. As tensões residuais foram caracterizadas por difração de raios-X com remoção de camadas e posterior correção utilizando-se o método de Moore e Evans, (1958). Para a camada de 0,63 mm, figura 5-45, observa-se que as tensões residuais em regiões próximas a superfície até 50 μm de profundidade são menos compressivas comparando-se com as tensões para a camada de 1,1 mm, figura 5-46. Após a profundidade de 100 μm existe uma tendência das tensões residuais longitudinais apresentarem valores próximos de 600 MPa, independente da camada analisada. Analisando-se as tensões residuais em relação às posições periféricas de 0° e 90°, não se observa nenhuma diferença significativa entre as duas corridas analisadas.

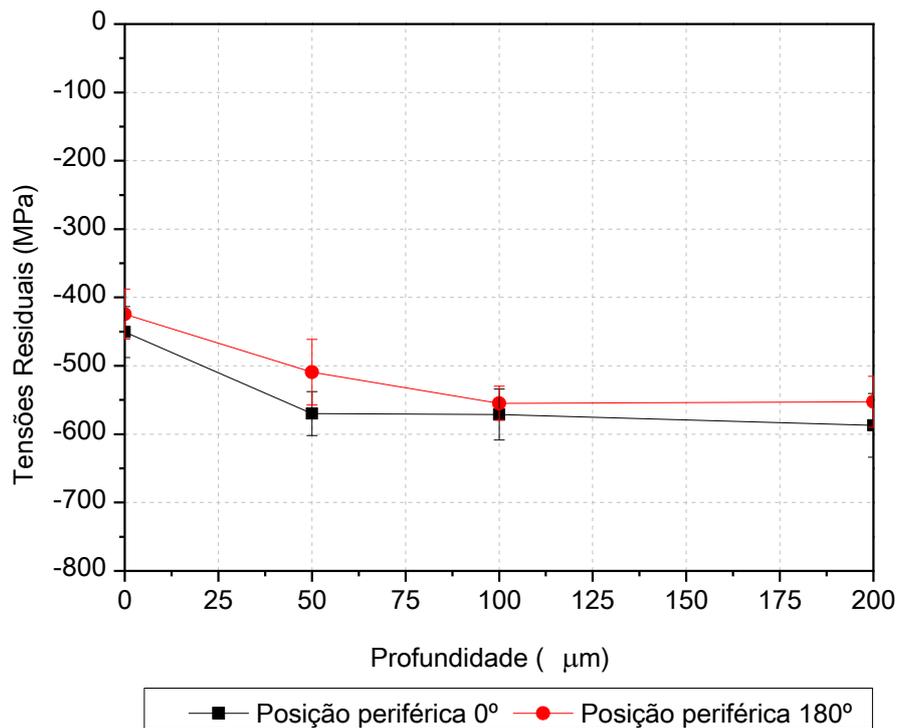


Figura 5-45 - Perfis de tensões residuais longitudinais obtidos por difração de raios-X, após o processo de têmpera por indução, parâmetros de processo: ângulo de fieira de 20° e ângulo de PERC de 16° camada de 0,63 mm.

As figuras 4-47 e 5-48 apresentam os perfis das tensões residuais após o processo de têmpera por indução para duas camadas temperadas, 1,1 e 0,63 mm, respectivamente. As medições foram realizadas utilizando-se a técnica de difração de radiação síncrotron no difratômetro do Helmholtz-Zentrum fuer Materialien und Energie em Berlim, Alemanha.

As duas corridas analisadas, corrida A e B, contém um nível significativo de segregações e variações de composição química ao longo da seção transversal. As análises de tensões residuais por difração de raios-X e radiação síncrotron revelaram uma pequena quantidade de Austenita retida em camadas até 60% da camada temperada. Segundo Van Acker et al., (1996) a partir deste ponto de vista, os três estados de tensões residuais devem ser avaliados. De acordo com Atienza et al., (2001), a determinação precisa do σ_{33} e do espaçamento interplanar d_0 (livre de tensões) é muito difícil, desta forma, as tensões residuais em componentes temperados são nomeados de $\sigma_{11} - \sigma_{33}$.

A têmpera por indução é um tratamento térmico que ocorre sem proteção de atmosfera, por isso, poderá haver uma descarbonetação e/ou oxidação em uma camada

superficial de aproximadamente 10 μm , e isto é uma consequência deste tratamento térmico.

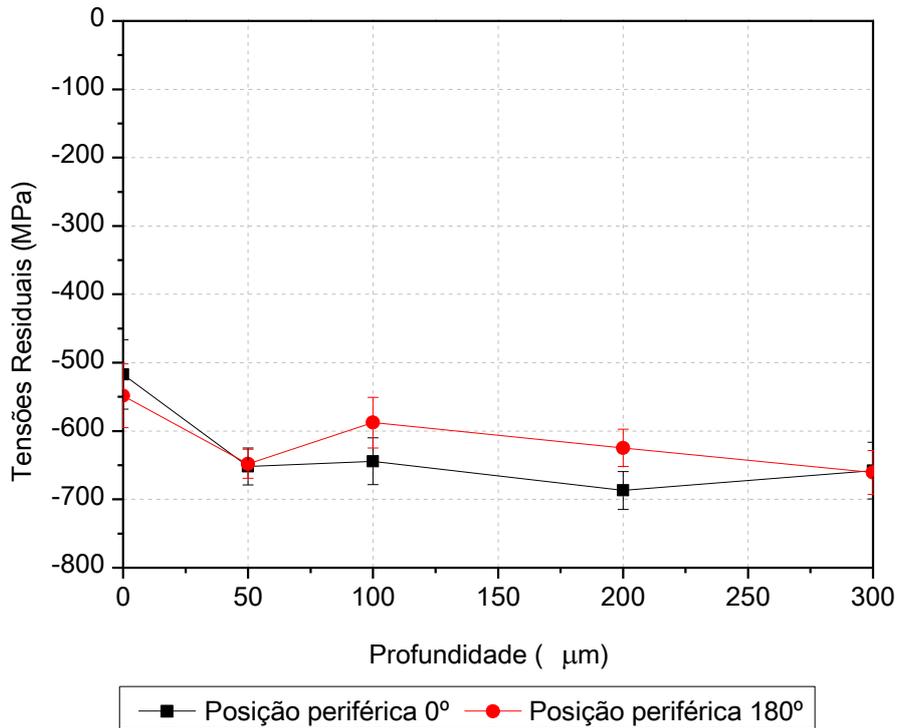


Figura 5-46 - Perfis de tensões residuais longitudinais obtidos por difração de raios-X, após o processo de têmpera por indução, camada de 1,1 mm, parâmetros de processo: ângulo de feixe de 20° e ângulo de PERC de 16°.

As tensões residuais superficiais têm níveis inferiores a -500 MPa, porém para camadas bem próximas a superfície as tensões residuais apresentam níveis próximos a -650 MPa. O estado de tensões residuais da camada temperada é simétrico e os níveis de tensões residuais nas direções longitudinal e transversal são semelhantes.

Os níveis de tensões residuais superficiais foram obtidos utilizando-se a difração de radiação síncrotron, utilizando-se um elemento de volume quadrado de 130 μm com penetração de 50%. Os resultados obtidos por difração de raios-X também são sumarizados na figura 5-47, na superfície e em uma profundidade de 10 μm observa-se baixos valores de tensões residuais, aproximadamente -400 MPa. Observando-se as microestruturas do material após o tratamento térmico de têmpera por indução, figuras 5-13 e 5-15, nota-se que há uma descarbonetação até uma profundidade de 10 μm . Esta descarbonetação faz com que o montante da transformação martensítica na superfície do material seja menor, desta forma, as tensões residuais geradas terão um comportamento menos compressivo.

Observando-se os gráficos de tensões residuais, nota-se que não houve interação das tensões residuais geradas no processo de PERC com as tensões induzidas na têmpera, de fato, o material ao atingir a temperatura de austenitização acaba relaxando as tensões residuais que foram geradas em etapas anteriores do processo. Por isso, há uma superposição destas tensões residuais, o que leva a hipótese do mecanismo de distorção por tensões residuais prévias, presentes no material, no processo de têmpera por indução. E este mecanismo está relacionado à distribuição de tensões nas etapas anteriores do processo.

O que pode ser mostrado pela influência das maiores camadas temperadas, que invariavelmente provocam uma distorção maior no componente.

Fica evidente na análise dos perfis de tensões residuais, após a têmpera por indução, que os níveis de tensões residuais superficiais não dependem do ângulo de feixe ou ângulo de PERC. O tratamento térmico de têmpera por indução e os parâmetros utilizados, em especial a profundidade de camada, são os maiores responsáveis pelos níveis de tensões residuais. Entretanto, a distribuição de tensões residuais na etapa anterior do processo é importante em relação à distorção, considerando-se o processo de têmpera homogêneo.

No momento do aquecimento durante a austenitização do aço, há uma redistribuição e relaxação de tensões residuais em camadas próximas a superfície do material. Por isso, o núcleo do material é pouco afetado pelo calor, e conseqüentemente, não há um decaimento significativo das propriedades mecânicas. Caso este núcleo não tenha resistência mecânica suficiente para manter a estabilidade dimensional, estas tensões residuais causarão momentos suficientes para promover a distorção no material. Por outro lado, caso o núcleo do material tenha resistência mecânica suficiente para redistribuir as tensões residuais o material não sofrerá distorção.

A profundidade da camada temperada no tratamento térmico de têmpera que determina os níveis de tensões residuais superficiais após a têmpera por indução, (Rudnev, 2003). Os resultados obtidos após as medições de tensões residuais superficiais mostram-se congruentes, as tensões residuais mostram-se constantes apresentando níveis de -600 a -700 MPa até uma profundidade de 66% da camada temperada.

A Largura Integrada "IB" é uma indicação da deformação na microestrutura a partir do formato do pico de difração, a abordagem básica da análise individual do pico de difração é a identificação da forma do pico de difração. A largura integrada é calculada a partir da área abaixo do pico de difração dividida pela altura do pico, (Underwood, et al., 1997). As figuras 5-47 e 5-48 mostram a largura integrada para as duas camadas

temperadas, observa-se que elas tem um comportamento simétrico as tensões residuais medidas, conforme esperado.

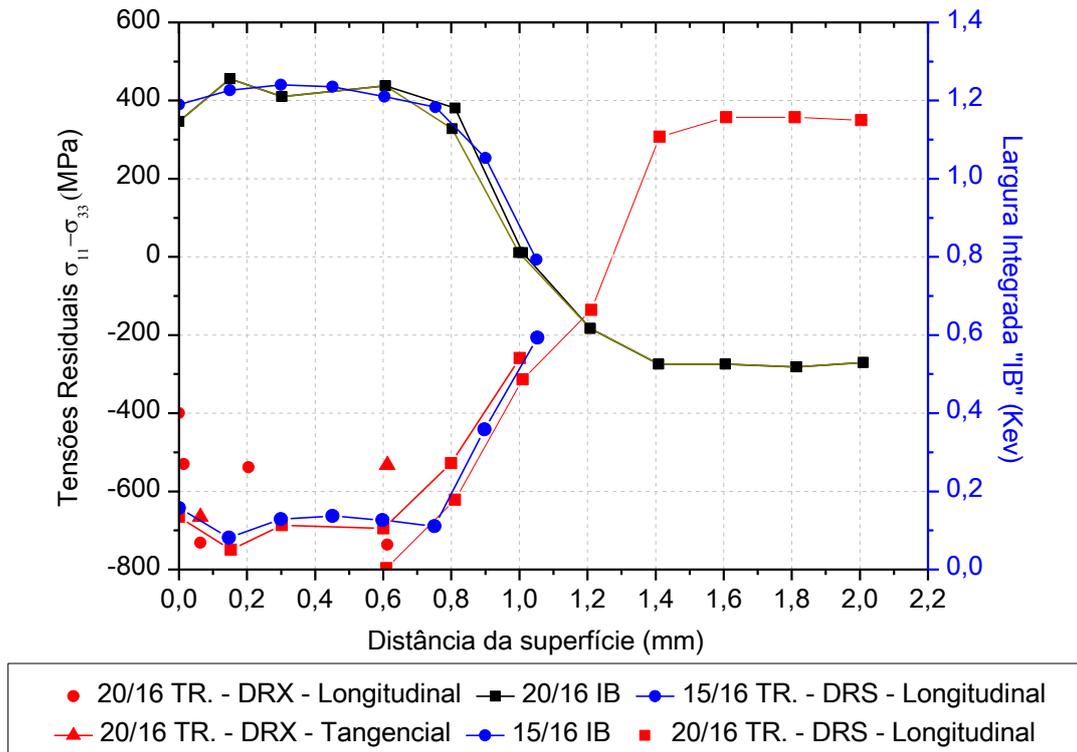


Figura 5-47 – Perfis de tensões Residuais e área do pico de difração de uma amostra temperada por indução com camada de 1,1 mm, medições realizadas por difração de radiação síncrotron (DRS) e difração de raios-X (DRX).

Na figura 5-48 de maneira análoga ao apresentado na figura 5-47 é apresentado o perfil de tensões residuais e a largura integrada após o processo de têmpera por indução com camada de 0,63 mm. Observa-se um comportamento muito semelhante ao apresentado na camada de 1,1 mm. As tensões residuais próximas a superfície são muito próximas a 600 MPa, nota-se que os níveis de tensões residuais são muito próximos aos apresentados na camada de 1,1 mm na região superficial. Observa-se, entretanto, que há uma diferença na profundidade onde as tensões residuais atingem um nível mínimo e trocam o comportamento para trativo, na camada de 0,63 mm esta mudança de comportamento ocorre em uma distância da superfície de 0,8 mm, para a camada de 1,1 mm a distância é de 1,3 mm, conforme indicado na figura 5-47. Logicamente, esperava-se este comportamento e estas diferenças entre as duas camadas temperadas, pois a distribuição de tensões residuais depende da profundidade de camada, Rudnev, (2003).

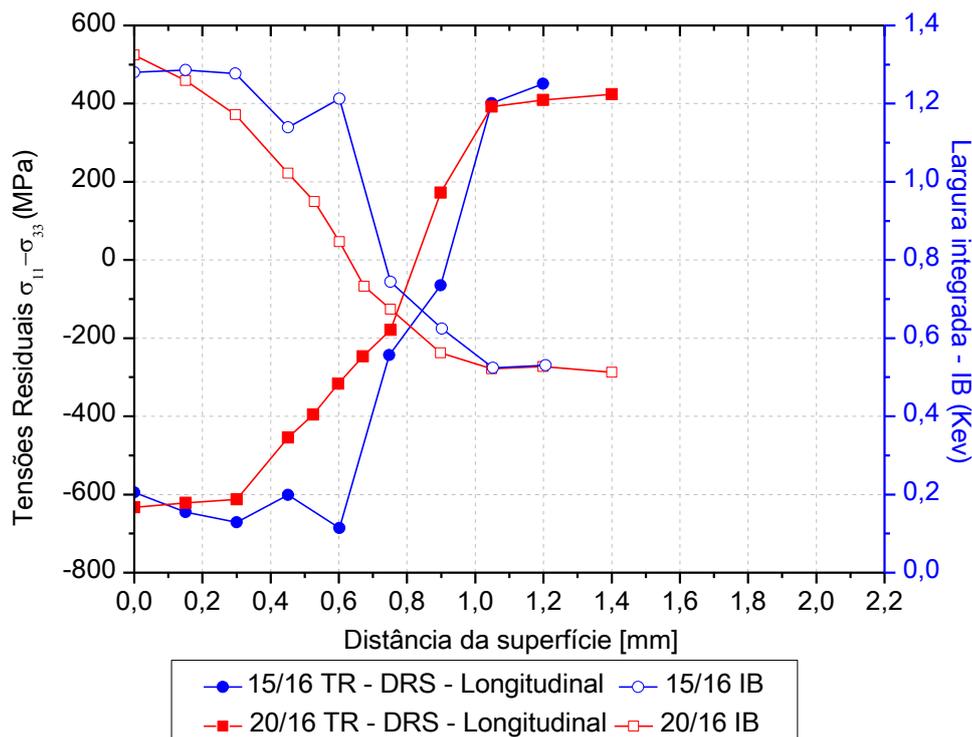


Figura 5-48 - Perfis de tensões residuais longitudinais medidos por difração de radiação síncrotron (DRS) e largura integrada do pico de difração (IB) de uma amostra temperada por indução com camada 0,63 mm.

A partir das técnicas de difração de raios-X, radiação síncrotron e por medidas de difração de nêutrons obteve-se uma descrição dos estados de tensões residuais. Observa-se algumas desvantagens na técnica de difração de radiação síncrotron, conforme mostrado por Fitzpatrick e Lodini, (2003). Como observado nas outras técnicas de medição utilizadas neste trabalho, a partir da caracterização de tensões residuais por difração de raios-X, nota-se que há diferenças significativas ao longo das posições periféricas da barra, assim, o perfil de tensões medido apenas na posição periférica 0° não é uma descrição real do perfil de tensões residuais na barra. Esta descrição limita-se a posição analisada e dá uma ideia do comportamento do material após a têmpera por indução. Logicamente, deve-se se estender as análises para outras posições periféricas, objetivando-se entender se existe um efeito de memória das tensões residuais de etapas anteriores, conforme mostrado até a etapa de PERC. No entanto, a disponibilidade do equipamento de difração de radiação síncrotron e difração de nêutrons são extremamente limitadas.

A figura 5-49 apresenta a distribuição de tensões residuais como combinação dos resultados obtidos por difração de raios-X (até 0,2 mm) e os resultados obtidos por difração de nêutrons, em uma amostra após o PERC com ângulo de 16° e trefilada com

ângulo de fieira de 20° e temperada por indução (sem alívio de tensões), camada de 0,63 mm.

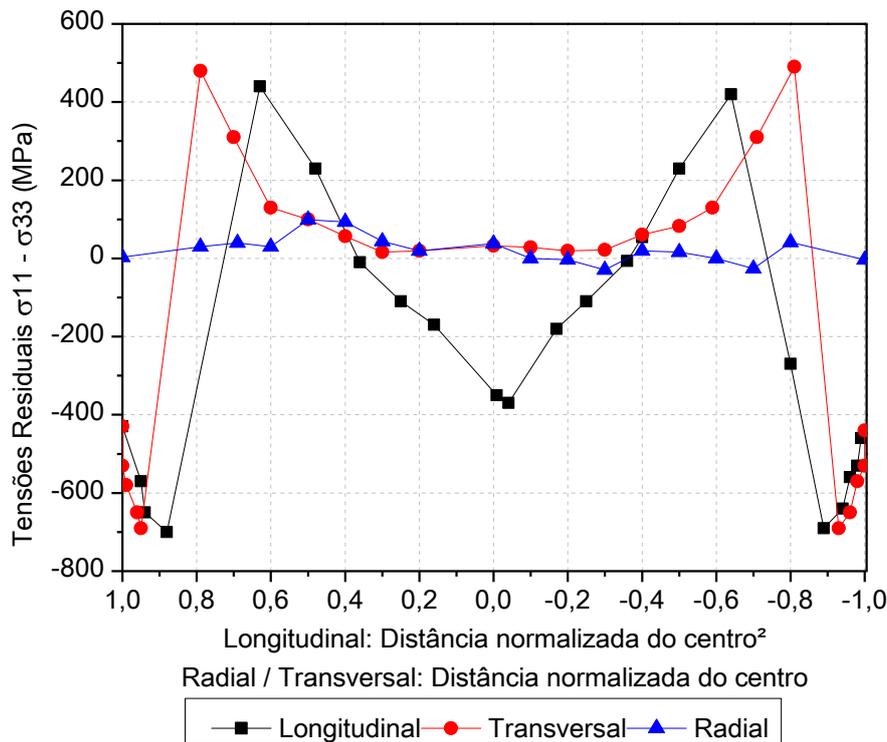


Figura 5-49 – Perfis de tensões residuais longitudinal, transversal e radial para uma barra após o processo de têmpera por indução com camada de 0,63 mm, caracterização por difração de nêutrons.

Na figura 5-49 observa-se que na superfície da barra, para as direções longitudinal e transversal, as tensões residuais são compressivas com níveis próximos a 650 MPa, a geração destas tensões residuais compressivas está relacionada a dilatação térmica durante o aquecimento. O cilindro está tentando a expansão, mas a temperatura do cilindro ainda é baixa neste estágio, menor que 500°C. Durante este estágio, o aço ainda não apresenta uma condição de fácil expansão, como resultado, tensões são geradas no cilindro. O aumento de temperatura irá causar um aumento de tensões compressivas na superfície, na faixa de temperatura entre 520°C e 750°C, assim o cilindro sofrerá uma expansão plástica volumétrica e haverá redução das tensões. Quando a temperatura excede os 850°C, a superfície do cilindro irá expandir, e o diâmetro da parte aquecida irá aumentar em relação ao diâmetro inicial. Isto é devido ao fato do limite de escoamento na superfície ser consideravelmente menor, assim o material irá escoar plasticamente, como consequência, as tensões na superfície irão diminuir significativamente. Após, o fluido de resfriamento é pulverizado na superfície, se este resfriamento for eficiente irá causar a formação de Martensita na superfície. A formação da Martensita causa uma expansão volumétrica em relação ao núcleo do material, formando tensões residuais compressivas

na superfície, para camadas mais profundas há uma complexa formação de tensões variando de compressivas a trativas formando um equilíbrio entre elas, (Coupard et al., 2008).

5.3. Tensões residuais na Cementita

Conforme discutiu-se no capítulo 4.9.1 as tensões residuais na Ferrita e na Cementita podem apresentar diferenças significativas, o que gera diferenças expressivas nos níveis de tensões residuais macroscópicas. Por isso, mediu-se as tensões residuais na Cementita utilizando-se a técnica de difração de radiação síncrotron.

Na tabela 7 são apresentadas as médias dos valores de tensões residuais medidos na Ferrita e Cementita, realizou-se as medições utilizando-se radiação síncrotron. Observa-se que as tensões residuais na Cementita tem um comportamento diferente em relação as tensões residuais na Ferrita, este comportamento, após o processo de trefilação, já foi caracterizado por outros pesquisadores, (Atienza et al., 2005; Atienza et al., 2007; Atienza e Elices, 2007; Van Acker et al., 1996; Elices, 2004). Nota-se também diferenças significativas nos níveis de tensões de tensões residuais em cada etapa de processamento do material. No pré-endireitamento as tensões residuais médias na Ferrita apresentam um comportamento compressivo, por outro lado, as tensões residuais na Cementita apresentam um comportamento trativo. No processo de trefilação, as tensões residuais na Cementita apresentam a maior diferença comparando-se com as tensões na Ferrita, observa-se diferenças de aproximadamente 2000 MPa em relação a Ferrita.

Tabela 7 – Médias de tensões residuais na Ferrita e na Cementita medidos por difração de radiação síncrotron.

Etapas e parâmetros de processo	Média Fe₃C (MPa)	Média Fe (MPa)	σ^M
Pré-endireitamento	339	-148	-115
Trefilada 20°	2621	196	358
Trefilada 15°	2176	249	378
Trefilada 20° - PERC 16°	-56	-391	-368
Trefilada 20° - PERC 18°	371	-396	-344
Trefilada 15° - PERC 18°	297	-449	-399
Alívio de tensões 600°C	-49	-155	-147

No processo de PERC as tensões residuais apresentaram comportamento diferente comparando-se ângulos de ferramenta diferentes, o ângulo de PERC de 16° gerou tensões residuais compressivas na Cementita, por outro lado, o ângulo de PERC de 18° gerou tensões residuais trativas na Cementita. No alívio de tensões as tensões residuais caracterizadas na Cementita apresentam um comportamento compressivo. As

macrotensões residuais σ^M sofrem alterações devido às tensões da Cementita. No pré-endireitamento as σ^M apresentam uma diferença de 22 MPa comparando-se com as tensões na Ferrita. No processo de trefilação, estas diferenças podem chegar a 175 MPa. Para as etapas de PERC e alívio de tensões estas diferenças são próximas de 20 MPa.

5.4. Análise dimensional – MMC

Nesta seção são apresentados os resultados obtidos nas medições dimensionais das amostras nas diversas etapas avaliadas.

Realizou-se a análise dimensional em um conjunto determinado de amostras. Aproximadamente 150 amostras com 200 mm de comprimento foram medidas após cada etapa de processamento do material, por exemplo, após o processo de trefilação, PERC, alívio de tensões e têmpera por indução. Em cada amostra realizou-se a análise dimensional medindo-se 12 círculos, e em cada círculo mediu-se 360 pontos, no total foram medidos mais de 2 milhões de pontos nas diversas amostras analisadas.

5.4.1. Análise geral de distorção – Trefilação

Na figura 5-50 são mostrados os valores de distorção para as amostras trefiladas, Corrida A, com dois ângulos de fieira, 15° e 20°. Observa-se diferenças significativas na distorção após o processo de trefilação. Após o processo de trefilação, o ângulo de fieira de 15° apresentou uma distorção maior, comparando-se com o ângulo de 20°.

Observa-se que há uma alta variação de distorção para um mesmo parâmetro de processo, por exemplo, no ângulo de fieira de 20° a amostra número 6 apresenta a menor distorção 6 μm , porém para a amostra número 5 para o mesmo ângulo de fieira a deflexão apresentada é de 110 μm , isto mostra uma alta dispersão nas deflexões após o processo de trefilação.

A direção angular da distorção em relação ao plano X-Y nas amostras após o processo de trefilação é mostrada na figura 5-51. A partir dos resultados obtidos nota-se que não houve uma direção preferencial para a distorção

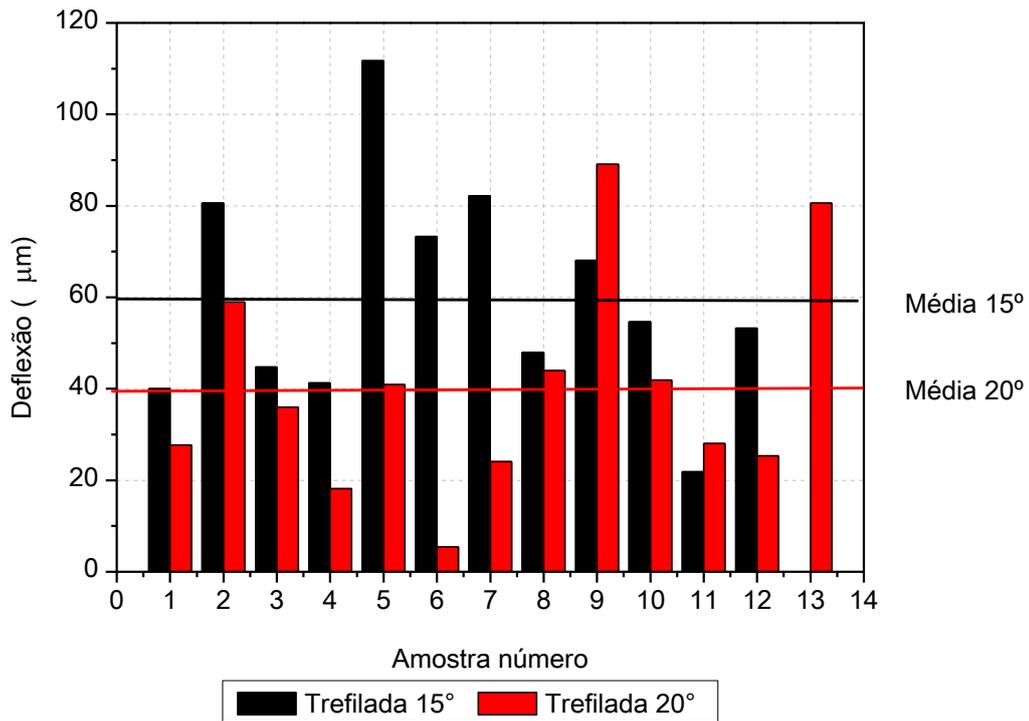


Figura 5-50 – Distorções medidas após a etapa de trefilação, ângulos de fieira de 15° e 20°, Corrida A.

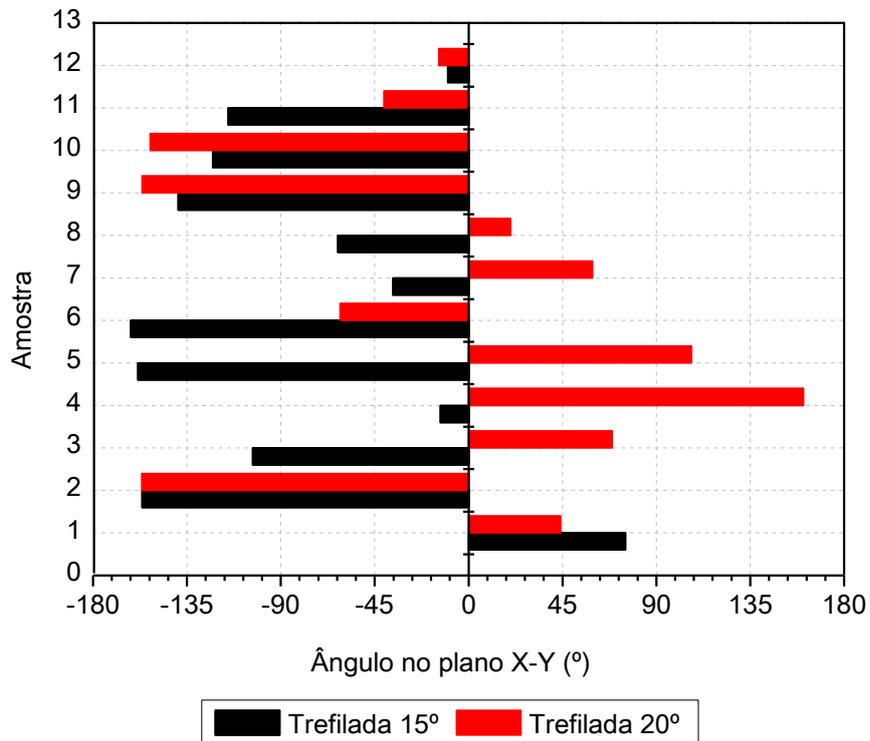


Figura 5-51 – Ângulos no plano X-Y das distorções após a etapa de trefilação, Corrida A.

As deflexões após o processo de PERC em barras trefiladas com ângulo de fieira de 20° são mostradas na figura 5-52. A média de deflexão após o processo de PERC

com barras trefiladas utilizando-se um ângulo de fieira de 20° é de 13,8 μm para um ângulo de PERC de 16° e 10,6 μm para um ângulo de PERC de 18°. Comparando-se os resultados obtidos com as deflexões da etapa anterior, nota-se que há um forte decaimento destas distorções após o processo de PERC. De fato, espera-se este comportamento após um processo de endireitamento, pois se realiza o PERC objetivando-se a minimização de distorção após a etapa de trefilação.

A figura 5-53 sumariza os resultados obtidos após o processo de PERC em barras trefiladas com ângulo de fieira de 15°. Observa-se que utilizando o ângulo de fieira de 15° os valores médios de distorção após o processo de PERC são menores comprando-se com o ângulo de fieira de 20°.

A tabela 8 sumariza os resultados após a análise dimensional obtido após o processo de PERC e trefilação. Nota-se a partir das médias que a combinação do ângulo de fieira de 15° com um ângulo de PERC de 16° causam uma menor distorção após o processo de PERC. Observa-se que o ângulo de fieira de 15° independentemente do ângulo de PERC utilizado induz uma menor distorção após o endireitamento.

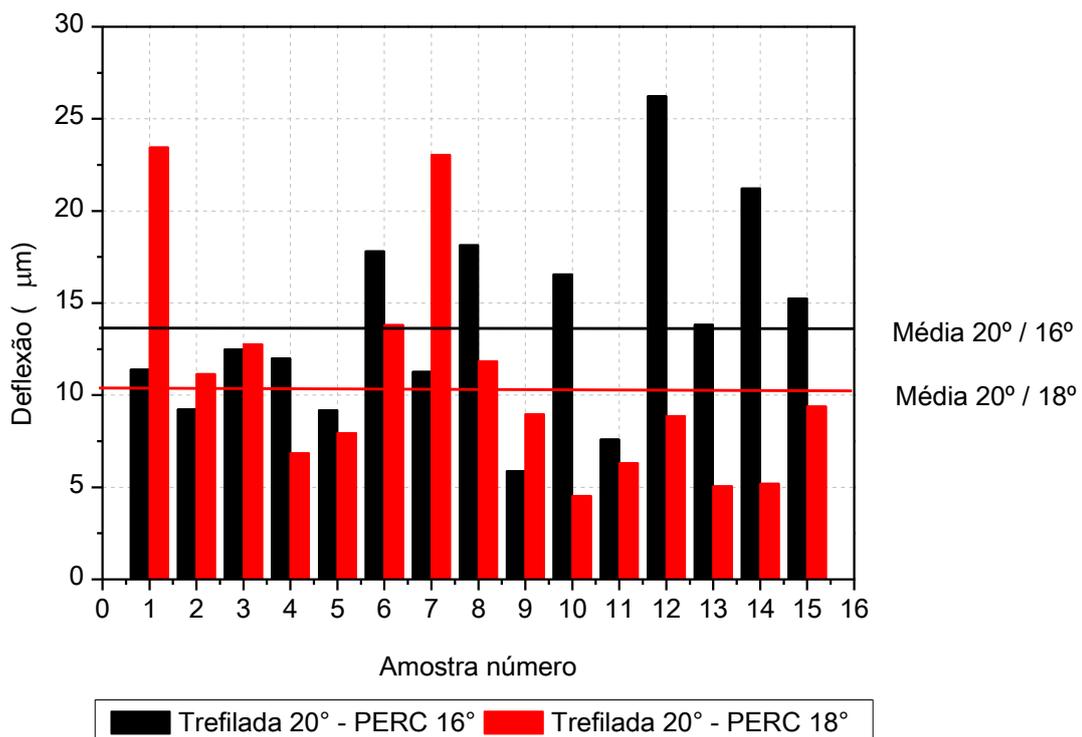


Figura 5-52 - Deflexão do vetor distorção para amostras após o processo de PERC com ângulos de 16° e 18°, amostras de 200 mm previamente trefiladas com ângulo de fieira de 20°.

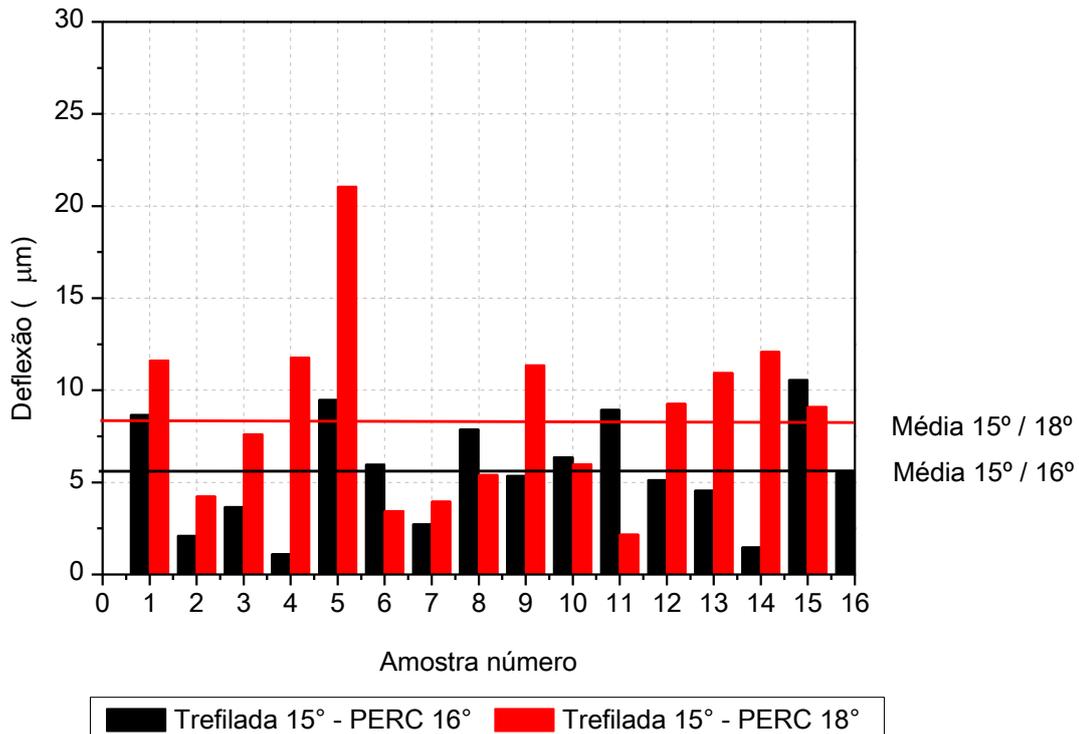


Figura 5-53 - Deflexão do vetor distorção para amostras após o processo de PERC com ângulos de 16° e 18°, amostras de 200 mm previamente trefiladas com ângulo de fieira de 15°.

Tabela 8 – Médias de valores de distorção para uma seleção de amostras após os processos de Trefilação e PERC.

Ângulo de Fieira	Distorção		
	Trefilação	PERC 16°	PERC 18°
20°	39,7 ± 23,9	13,8±5,4	10,6±5,8
15°	59,6±21,3	5,5±2,7	8,7±4,8

5.4.2. Análise da mudança de diâmetro da barra na rota de fabricação envolvendo os processos de trefilação, alívio de tensões e têmpera por indução

Neste capítulo são apresentados os resultados obtidos na análise dimensional das barras após o processo de trefilação, alívio de tensões e têmpera por indução, conforme mostrado na figura 5-54. Nesta primeira análise não se utilizou o processo de PERC, retirou-se as barras após o processo de trefilação sem a etapa final de endireitamento por rolos cruzados (PERC).

A figura 5-55 mostra as mudanças de diâmetro médias após os processos de trefilação com ângulo de fieira de 15°, Alívio de tensões a 600 °C e têmpera por indução com camada de 0,63 mm. Observa-se que após o alívio de tensões há um decaimento do diâmetro na barra e após o processo de têmpera por indução há um aumento do diâmetro da barra, aproximando o diâmetro após o processo de trefilação.

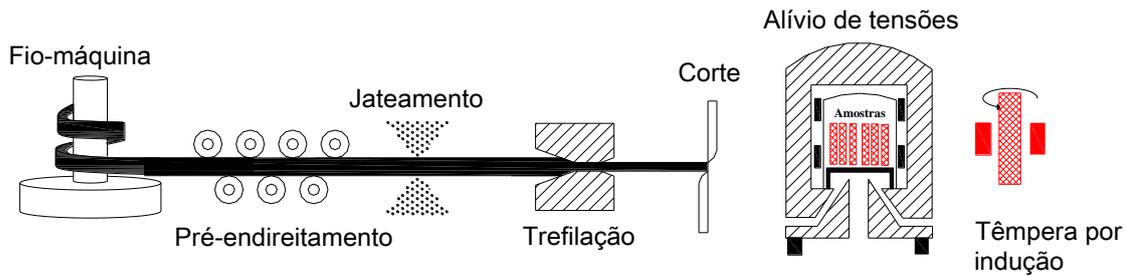


Figura 5-54 – Rota de processamento analisada, variações de parâmetros na trefilação, alívio de tensões e têmpera por indução.

As mudanças de diâmetros é proveniente de redistribuição e relaxação de tensões residuais no material e indica um alto nível de tensões residuais superficiais. Após o processo de trefilação as barras apresentam um alto nível de tensões residuais trativas, (Atienza, 2001), este alto nível de tensões residuais na superfície do material causa uma retenção do diâmetro da barra devido a tensões residuais trativas na superfície. Quando há um processo onde as tensões residuais são aliviadas ou redistribuídas, haverá também uma mudança do diâmetro da barra.

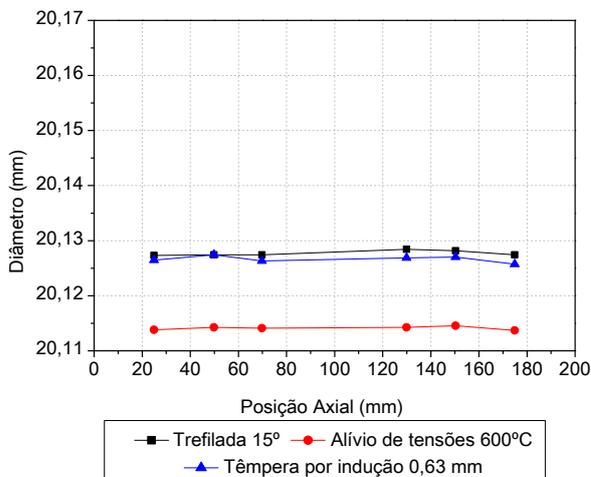


Figura 5-55 - Mudança de diâmetro média após o processo de trefilação, parâmetros de processo: ângulo de fiara de 15°, alívio de tensões e têmpera por indução - 0,63 mm.

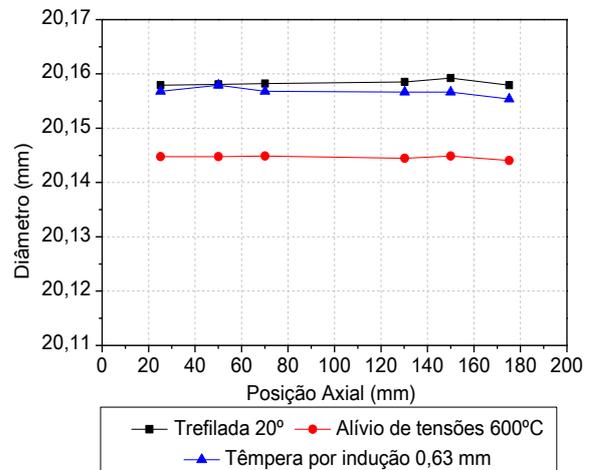


Figura 5-56 - Mudança de diâmetro média após o processo de trefilação, parâmetros de processo: ângulo de fiara de 20°, alívio de tensões e têmpera por indução – 0,63 mm.

Na rota de processamento, figura 5-54, após o processo de alívio de tensões há uma diminuição do diâmetro da barra trefilada e também uma mudança das tensões residuais, passando a níveis menos trativos, após o processo de têmpera por indução há novamente um aumento de diâmetro da barra e os níveis de tensões residuais superficiais passam a ser compressivos.

Na figura 5-56 são mostradas as mudanças de diâmetro médias após os processos de trefilação com ângulo de fierra de 20°, alívio de tensões realizado em uma temperatura de 600°C e têmpera por indução com camada de 0,63 mm. Observa-se nestes resultados o mesmo comportamento apresentado utilizando-se um ângulo de fierra de 15°. Comparando-se os resultados obtidos com os níveis de tensões residuais após o processo de trefilação nota-se que utilizando-se um ângulo de fierra de 20° os níveis de tensões residuais são mais trativos comparando-se com o ângulo de 15°.

Na figura 5-57 são sumarizadas as mudanças de diâmetro e tensões residuais na rota de processamento de material apresentada na figura 5-54. Primeiramente, após o processo de alívio de tensões, há uma diminuição do diâmetro, representado pela seta apontando para baixo, após o processo de têmpera por indução o diâmetro aumenta. As tensões residuais mantem-se trativas até a etapa de alívio de tensões, representado pelo símbolo “+” e após o processo de têmpera por indução tornam-se compressivas, representado pelo símbolo “-”, (Kenyeri e Foley, 2000). Nota-se que, independente do ângulo de ferramenta utilizado, as variações de diâmetros são constantes, e dependem do tipo de processo a ser realizado.

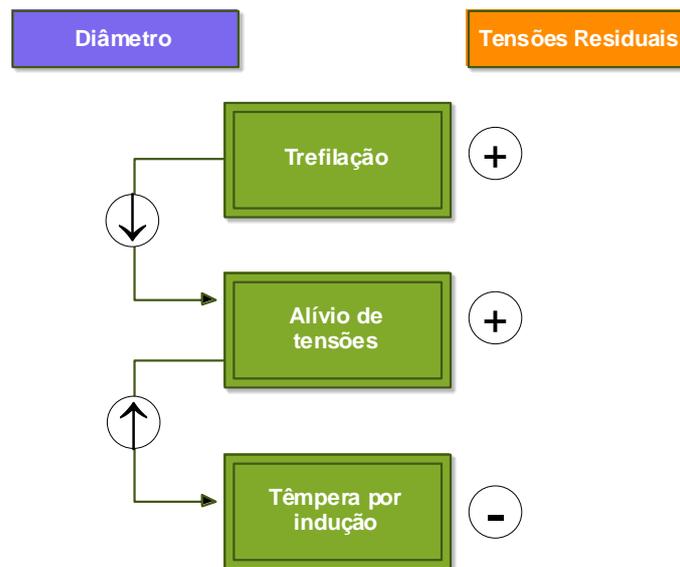


Figura 5-57 – Diagrama da variação das tensões residuais e do diâmetro para os processos de trefilação, alívio de tensões e têmpera por indução.

5.4.3. Análise da mudança de diâmetro e distorções das barras na rota de fabricação envolvendo os processos de PERC, alívio de tensões e têmpera por indução

Na figura 5-58 são apresentadas as distorções médias após o processo de alívio de tensões para as barras após o processo de PERC da corrida A. Observa-se nesta figura

que há uma variação significativa da distorção média conforme se varia os parâmetros de PERC e a temperatura do alívio de tensões. Para o ângulo de fieira de 15° nota-se que não há diferença significativa na distorção média após o alívio de tensões, independente do ângulo de PERC e da temperatura de alívio de tensões utilizada. Por outro lado, utilizando-se um ângulo de fieira de 20° notam-se diferenças mais significativas nas distorções entre os parâmetros de processo utilizados, temperatura de alívio de tensões e o ângulo de PERC.

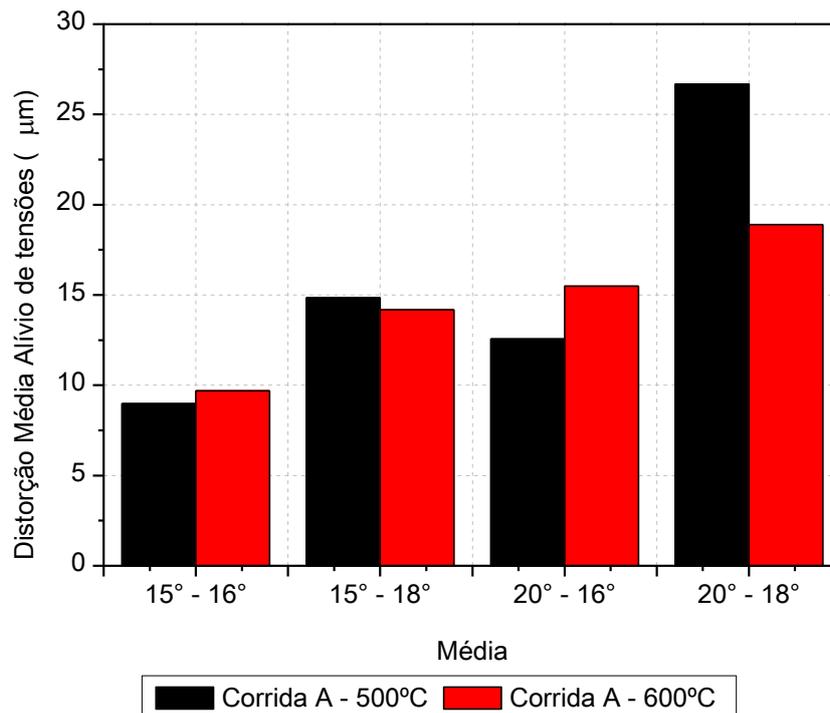


Figura 5-58 – Variação de distorção após o processo de alívio de tensões para a corrida A.

A distorção média após o processo de têmpera por indução para as duas corridas analisadas, A e B, em função dos ângulos de Fieira e PERC, em relação a profundidade de camada são apresentados na figura 5-59. Observa-se que há uma diferença significativa entre as duas corridas analisadas, por exemplo, utilizando-se um ângulo de fieira de 15° e um ângulo de PERC de 16°, nota-se que para a camada de 1,1 mm a diferença entre a distorção média da corrida A e B apresenta diferenças significativas, nota-se que a distorção apresentada pela corrida B é quase o dobro da apresentada pela corrida A. O mesmo comportamento pode ser notado utilizando-se o ângulo de fieira de 15° em conjunto com o ângulo de PERC de 18°. Por outro lado, utilizando-se um ângulo de fieira de 20° e um ângulo de PERC de 16° a corrida B apresenta uma menor distorção comparando-se com a corrida A. A partir dos resultados obtidos, fica claro a contribuição de cada parâmetro do processo no “potencial de distorção” após o tratamento térmico. Na

corrida A, a medida que os ângulos de ferramenta aumentam a distorção aumenta, entretanto, para a corrida B ocorre o comportamento inverso.

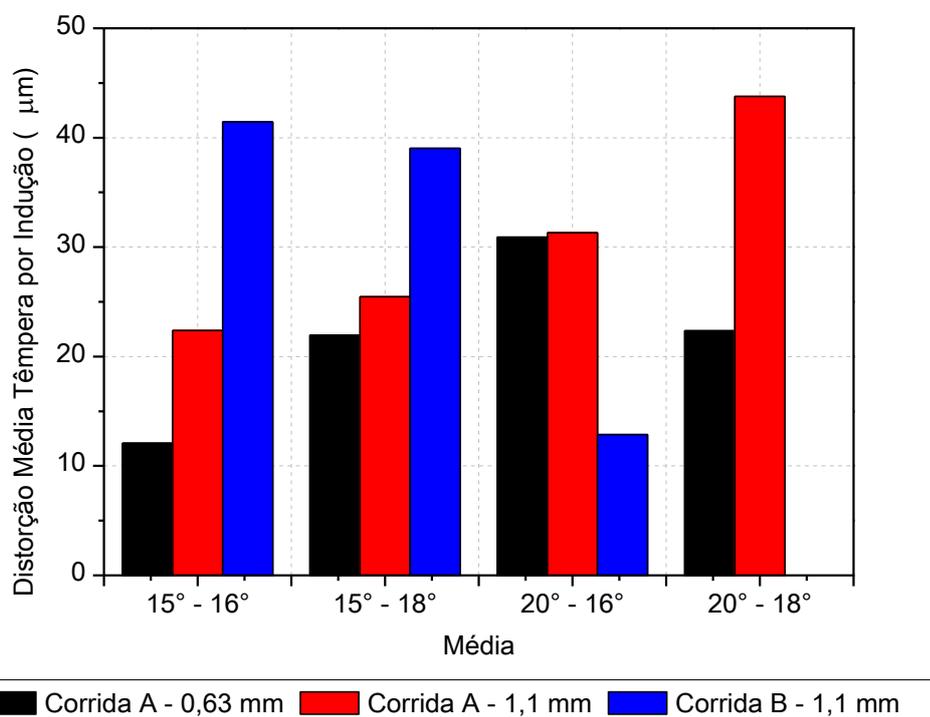


Figura 5-59 – Distorção média após a têmpera por indução para as duas corridas analisadas, A e B em função dos ângulos de feira e ângulo de PERC respectivamente.

A evolução das mudanças de diâmetros após os processos de PERC com os ângulos de 16° e 18° em combinação com os ângulos de feira de 15° e 20°, alívio de tensões a 600 °C e têmpera por indução com 0,63 mm de camada são mostradas nas figuras 5-60, 5-61, 5-62 e 5-63. Para cada condição de processamento do material mediu-se a média dos diâmetros em três amostras.

Nesta segunda rota de processamento observa-se que houve mudanças de diâmetro após o processo de trefilação. Após o processo de PERC há um aumento do diâmetro da barra, aumento devido a redistribuição de tensões residuais superficiais. Após a etapa de alívio de tensões há uma pequena diminuição do diâmetro da barra, esta redução também pode ser relacionada ao alívio das tensões compressivas na superfície, este alívio de tensões residuais compressivos causa uma diminuição do diâmetro da barra, comportamento oposto ao apresentando quando observa-se tensões trativas na superfície da barra. Finalmente, após o processo de têmpera por indução há um aumento do diâmetro da barra, este aumento de diâmetro tem como principal mecanismo a mudança de fases no material, a Martensita, formada na superfície do material, tem uma

densidade maior do que a perlítica e ferrítica, assim há este aumento de diâmetro após a têmpera por indução.

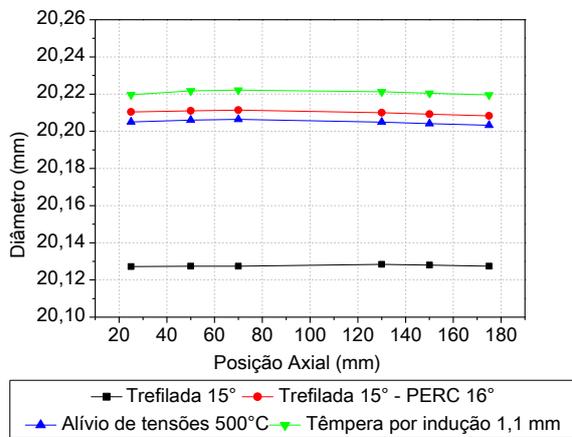


Figura 5-60 – Diâmetros médios após o processo de trefilação, alívio de tensões e têmpera por indução em amostras após o processo de PERC com ângulo de 16° e ângulo de fiara de 15°.

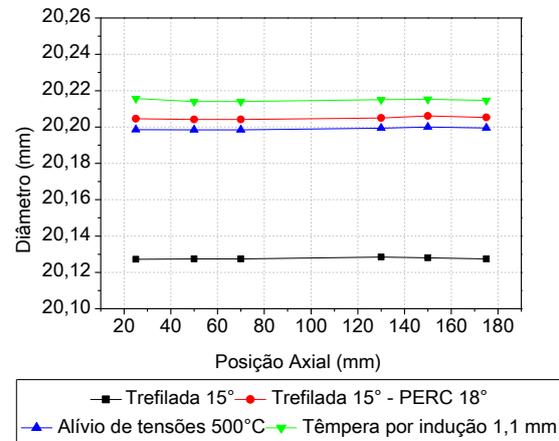


Figura 5-61 - Diâmetros médios após o processo de trefilação, alívio de tensões e têmpera por indução em amostras após o processo de PERC com ângulo de 18° e ângulo de fiara de 15°.

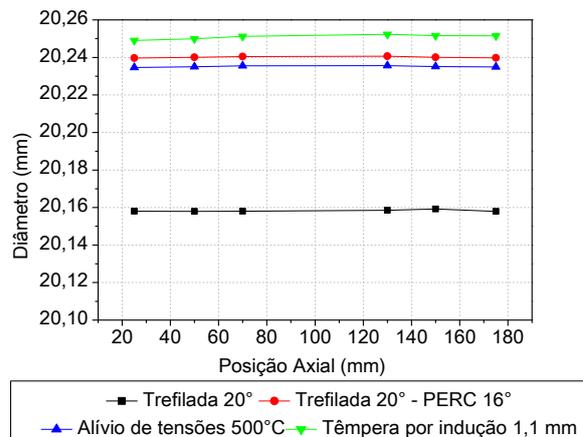


Figura 5-62 - Diâmetros médios após o processo de trefilação, alívio de tensões e têmpera por indução em amostras após o processo de PERC com ângulo de 16° e ângulo de fiara de 20°.

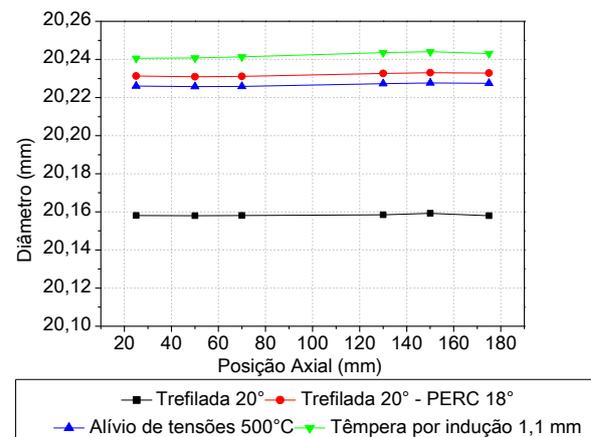


Figura 5-63 - Diâmetros médios após o processo de trefilação, alívio de tensões e têmpera por indução em amostras após o processo de PERC com ângulo de 18° e ângulo de fiara de 20°.

A figura 5-64 sumariza as mudanças de diâmetro e mudanças no comportamento das tensões residuais em uma rota de processamento envolvendo os processos de trefilação, PERC, alívio de tensões e têmpera por indução. Após o processo de PERC nota-se que há um aumento do diâmetro em relação a barra trefilada, este comportamento é alterado na etapa de alívio de tensões, pois há uma diminuição do

diâmetro após o alívio de tensões. Entretanto, novamente, há um incremento do diâmetro da barra após a etapa de têmpera por indução, este mesmo comportamento já foi mostrado por Kenyeri e Foley, (2000). As tensões residuais tratativas da barra trefilada são alteradas após o processo de PERC para um comportamento compressivo e mantem este comportamento até o final da rota de processamento estudada. Este comportamento não é alterado pelos parâmetros do processo de trefilação combinada, ou seja, as mudanças de diâmetro e alterações nos níveis de tensões residuais são constantes, independente do histórico mecânico do material.

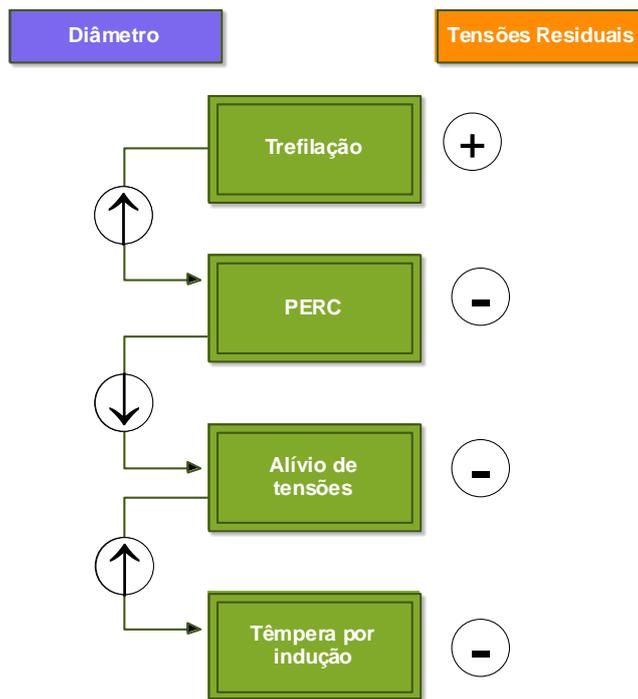


Figura 5-64 - Diagrama da variação das tensões residuais e do diâmetro para os processos de trefilação, PERC, alívio de tensões e têmpera por indução.

Na figura 5-65 são mostradas as distorções médias após o processo de têmpera por indução com camada de 0,63 mm, corrida A, os demais parâmetros do processo são mostrados no eixo das abscissas, mostrando respectivamente os seguintes parâmetros: ângulo de fieira, ângulo de PERC, temperatura de alívio de tensões. Nota-se que o ângulo de fieira de 15° em conjunto com o ângulo de PERC de 16°, na média das duas condições de processamento, independente da temperatura de alívio de tensões, tem uma menor distorção comparando-se com a condição onde se utiliza um ângulo de fieira de 20° e um ângulo de PERC de 16°. Nota-se também que o ângulo de PERC de 18°, independente da condição utilizada, apresenta a maior distorção após a têmpera por indução.

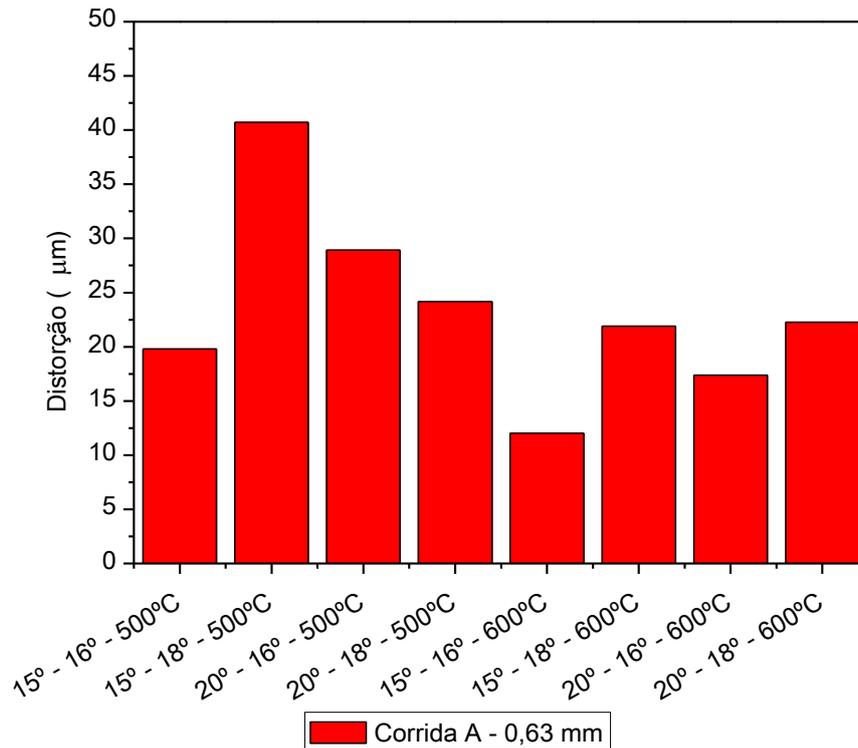


Figura 5-65 – Distorção média após o processo de têmpera por indução com camada de 0,63 mm, corrida A.

A figura 5-66 mostra as médias de distorção após o processo de têmpera por indução, com camada de 1,1 mm. Os demais parâmetros do processo são mostrados no eixo das abscissas, mostrando respectivamente os seguintes parâmetros: ângulo de fieira, ângulo de PERC, temperatura de alívio de tensões. Fica evidente a diferença entre as duas corridas analisadas, na corrida B existe uma tendência das distorções serem maiores comparando-se com a mesma distorção apresentada na corrida A para os mesmos parâmetros de processo, exceção para uma condição de processamento 15° - 18° - 500°C. Comparando-se as distorções médias apresentadas após a têmpera por indução com camada de 0,63 mm, figura 5-65, com a distorção apresentada com camada 1,1 mm, nota-se que que uma menor camada temperada causa menores distorções após o processo de têmpera por indução.

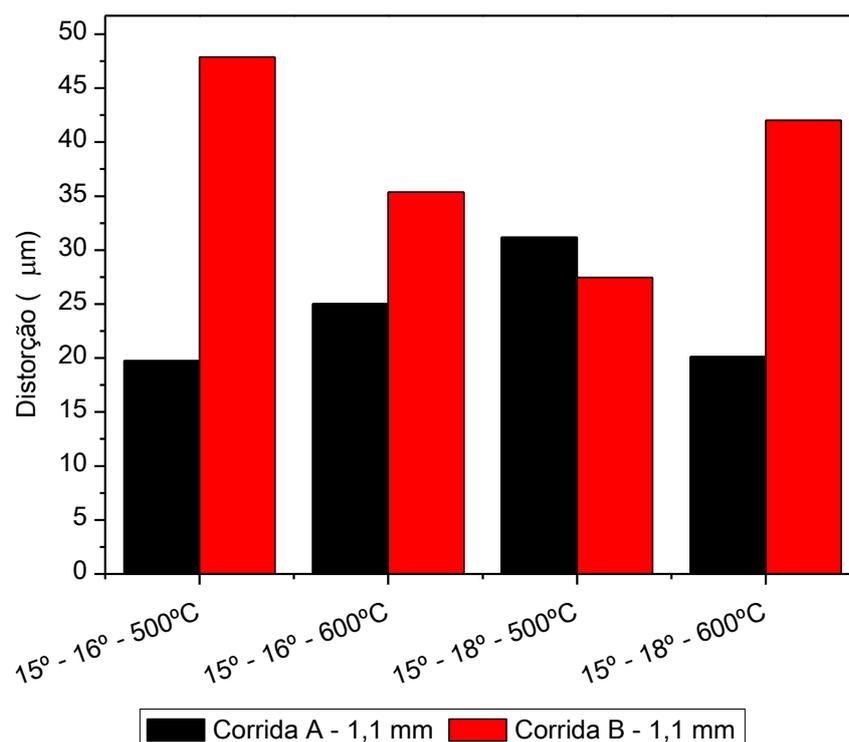


Figura 5-66 – Distorção média após o processo de têmpera por indução, ângulo de feira de 15° , camada temperada de 1,1 mm, corridas A e B.

5.5. Análise estatística de dados experimentais

A partir dos dados experimentais obtidos e calculados após a análise dimensional das barras temperadas por indução, avaliou-se os vetores distorção utilizando-se a ferramenta estatística DoE, Design of Experiments. Este capítulo mostra os resultados obtidos nesta análise estatística.

Dividiu-se a análise estatística do processo em três grupos. A primeira análise estatística mostra o cálculo da influência da corrida, ângulo de feira e ângulo de PERC nas distorções após o processo de trefilação combinada.

Na figura 5-67 é apresentado um gráfico de Pareto dos efeitos padronizados, variável resposta – distorção após o processo de trefilação combinada, significância de 98%, interações de segunda ordem. Observa-se que a interação entre a corrida e o ângulo de feira são os fatores de maior influência na variável resposta distorção. Nota-se também que o fator ângulo de feira exerce uma influência significativa após o processo de trefilação combinada. A partir da análise estatística e a comparação dos demais ensaios realizados neste trabalho, fica evidente que as duas corridas apresentaram diferenças significativas, bem como, notou-se diferenças entre os dois ângulos de feira analisados.

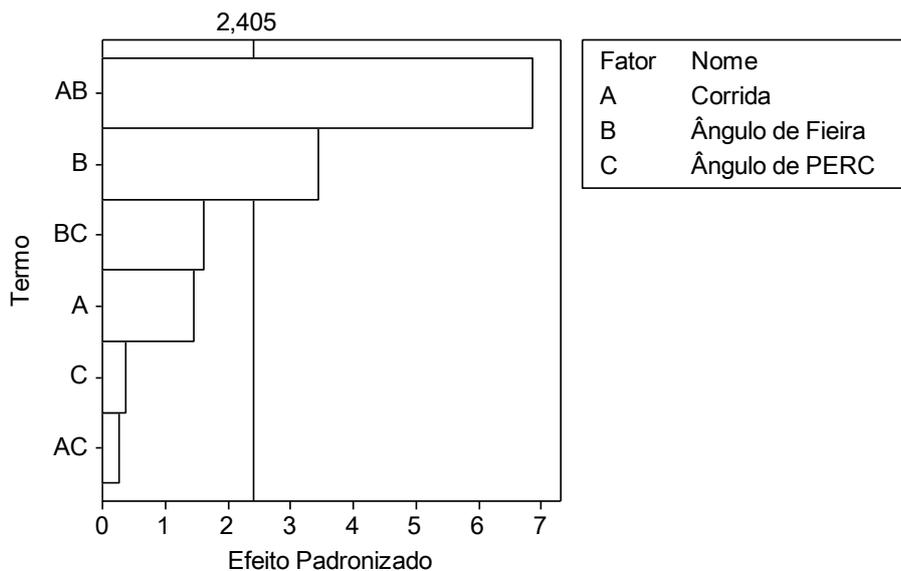


Figura 5-67 – Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados, variável resposta – distorção após o processo de trefilação combinada, 98% de significância.

No segundo grupo analisou-se um conjunto de amostras após o processo de trefilação, sem a etapa de endireitamento (PERC), tratamento de alívio de tensões e têmpera por indução. Sendo assim, a segunda análise estatística do processo envolveu os processos de trefilação, alívio de tensões e têmpera por indução. Nesta análise o material foi considerado homogêneo, ou seja, não se considerou o parâmetro corrida para esta análise.

Na figura 5-68 é mostrado um gráfico de Pareto com interações de segunda ordem do vetor distorção após a têmpera por indução. Pode-se afirmar com 97% de significância que o parâmetro ângulo de fieira foi responsável pelas distorções de forma após o processo de têmpera por indução. Observa-se que mesmo após o processo de alívio de tensões a distorção causada pelo processo de têmpera por indução é fortemente influenciada pelos dois diferentes ângulos de fieira analisados, 15° e 20°. Sabe-se que a profundidade de camada temperada tem efeito direto na quantidade de distorção após o tratamento de têmpera por indução (Rudnev, 2003), porém este efeito, no processo estudado, é muito menor que o efeito do ângulo de fieira. A análise de tensões residuais mostra diferenças significativas em relação aos parâmetros de trefilação estudados, entretanto, observa-se que estas diferenças foram minimizadas após o processo de têmpera por indução. Desta forma, fica evidente que houve relaxação das tensões residuais durante o processo de austenitização do aço, e durante esta relaxação de tensões houve a distorção da barra.

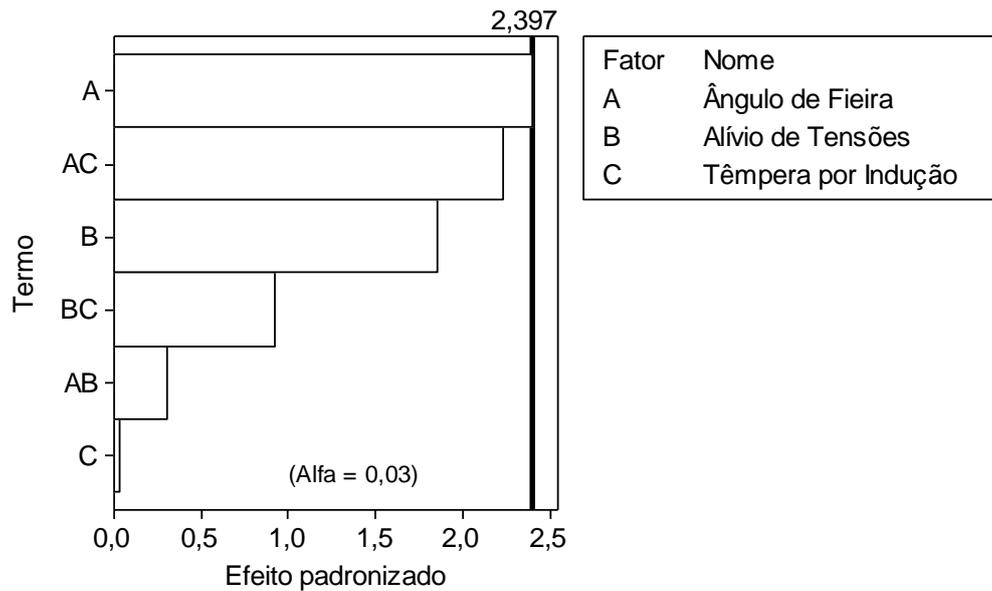


Figura 5-68 – Gráfico de Pareto com interações de segunda ordem para o vetor distorção após a têmpera por indução (97% de significância).

O gráfico de Pareto dos efeitos padronizados para barras treiladas com alívio de tensões e temperadas por indução é apresentado na figura 5-69. Realizou-se a análise utilizando-se um modelo fatorial completo com interações de até terceira ordem, a variável resposta no sistema foi o vetor distorção após o tratamento térmico de têmpera por indução. Observa-se que o ângulo de fieira foi o parâmetro que teve influência significativa na distorção após o processo de têmpera por indução.

Nota-se que os níveis e a distribuição de tensões residuais após o processo de trefilagem é mais heterogêneo comparando-se com as etapas de alívio de tensões e têmpera por indução. Examinando-se os resultados obtidos na análise estatística e comparando-se com a distribuição de tensões residuais, nota-se que a etapa de trefilagem é significativamente a etapa de maiores deformações plásticas no processo. Deste modo, observa-se que os perfis de tensões residuais após a trefilagem são heterogêneos comparando-se com as outras etapas do processo analisadas. Assim, pode-se afirmar que as tensões residuais heterogêneas geradas no processo de pré-endireitamento e que são amplificadas no processo de trefilagem acabam ocasionando as distorções durante o processo de têmpera por indução.

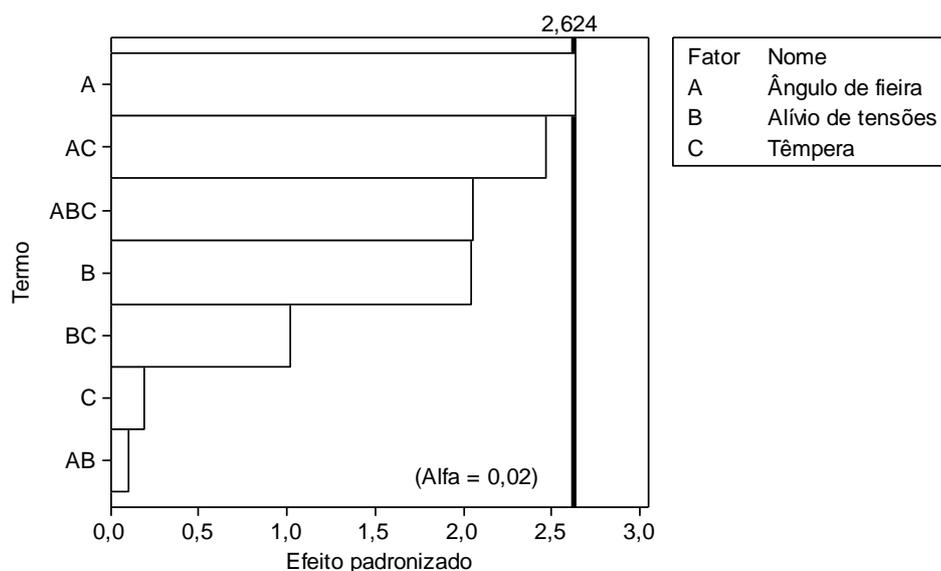


Figura 5-69 – Gráfico de Pareto com interações de terceira ordem para o vetor distorção após a têmpera por indução (98% de significância).

Tabela 9 – Parâmetros da cadeia de produção analisada.

Corridas	Ângulos de fieira	Ângulos de PERC	Temperaturas de alívio de tensões	Camadas temperadas
A	15°	16°	500°C	0,63 mm
B	20°	18°	600°C	1,1 mm

A figura 5-70 apresenta o gráfico de Pareto com interações de segunda ordem para os cinco parâmetros de processo analisados, conforme apresentado na tabela 9. Observa-se que o fator de maior significância na variável resposta distorção é a interação da corrida e do ângulo de fieira. O segundo fator com significância é o ângulo de fieira, o cálculo das interações de segunda ordem mostram grandes diferenças para o fator ângulo de fieira, nas interações de primeira ordem o ângulo de fieira mostrou-se o menos significativo entre os fatores analisados, por outro lado, nas interações de segunda ordem o fator ângulo de fieira apresentou significância nos dois primeiros fatores mais significantes. Observando-se os resultados da análise estatística e comparando-se com trabalhos anteriores, (IDE, 2005; IDE, 2008; IDE, 2011) nota-se que uma das premissas apresentadas neste trabalho é baseado no “potencial de distorção”, ou seja, em cada etapa do processo há acumulação ou liberação de um “potencial de distorção” que poderá ser aliviado em forma de distorção em etapas posteriores do processamento do material. Por isso, considera-se que a análise estatística de interações de maior ordem são as que apresentam resultados mais coerentes quando se avalia as distorções de forma. Os resultados apresentados na análise estatística confirmam os resultados na análise dimensional e principalmente na análise de tensões residuais e análise da

microestrutura do material. Baseado na análise de tensões residuais observa-se diferenças significativas entre os ângulos de fieira analisados nas corridas A e B, assim como a microestrutura do material. Essas diferenças nos níveis de tensões residuais e histórico mecânico em função do ângulo de fieira e microestrutura do material se refletem em diferentes comportamentos durante a têmpera por indução, e conseqüentemente haverá diferenças entre os ângulos de fieira e corridas analisadas. Desta forma, os resultados apresentados na análise estatística com interações de segunda ordem mostram-se coerentes com a caracterização das demais propriedades do material.

A figura 5-72 mostra o gráfico de Pareto dos efeitos padronizados com interações de terceira ordem para os cinco parâmetros de processo analisados. Comparando-se o gráfico de Pareto para interações de segunda e terceira ordem, nota-se que nas interações de terceira ordem aparece a combinação do fator ACD, corrida, ângulo de PERC e temperatura de alívio de tensões. Novamente, as interações de ordem superior mostram-se coerentes com os resultados experimentais.

A figura 5-73 mostra a curva da distribuição de probabilidade normalizada para os efeitos padronizados, calculados a partir dos dados utilizados no cálculo apresentado na figura 5-72, os fatores A e AB estão abaixo de 50% na curva o que mostra que tem uma influência positiva, por outro lado, nota-se que o fator ACB está em uma posição acima da linha de 50%, ou seja, esta combinação de fatores tem uma influência negativa na variável resposta, distorção.

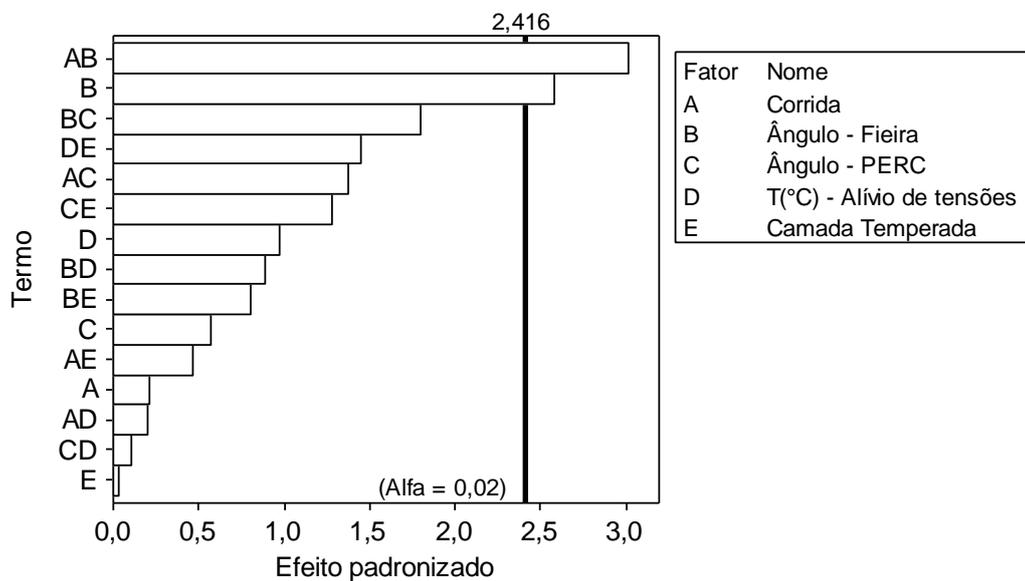


Figura 5-70 – Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados, interações de 2º ordem, Corrida A e Corrida B, alfa = 0,02.

Na figura 5-71 é apresentada a curva da distribuição de probabilidade normalizada para os efeitos padronizados, calculados a partir dos dados utilizados na análise apresentada na figura 5-70. O gráfico dos efeitos padronizados serve como indicativo do cálculo do DoE, caso os resíduos de cálculo, efeitos não significantes, estiverem fora da linha de significância apresentada no gráfico, este efeito calculado é mera coincidência e mesmo que ele tenha dado um valor significativo no gráfico de Pareto este valor não pode ser considerado como sendo significativo, e portanto considera-se apenas uma coincidência.

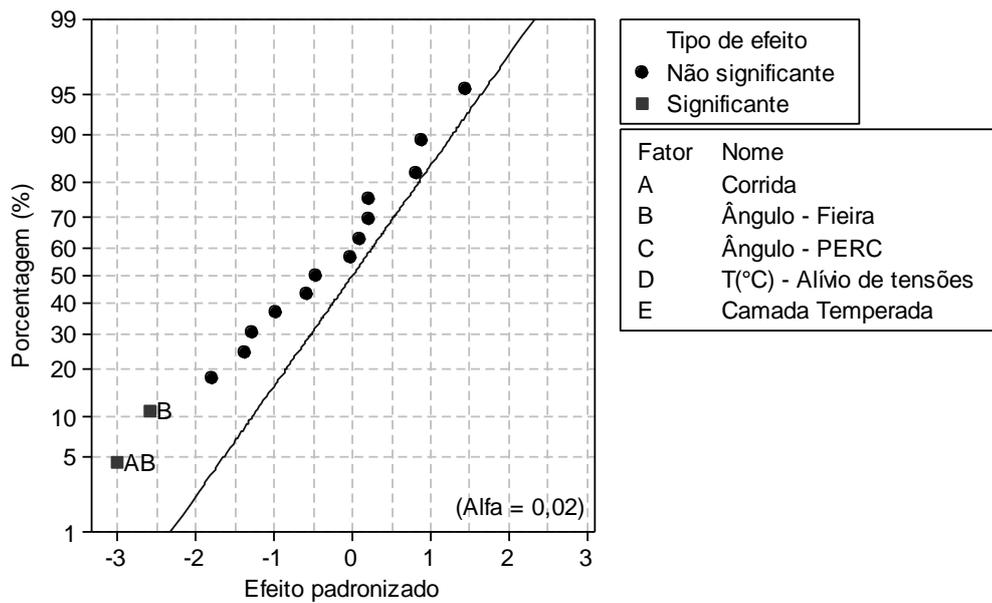


Figura 5-71 – Gráfico dos efeitos padronizados, interações de 2º ordem, Corrida A e Corrida B, alfa = 0,02.

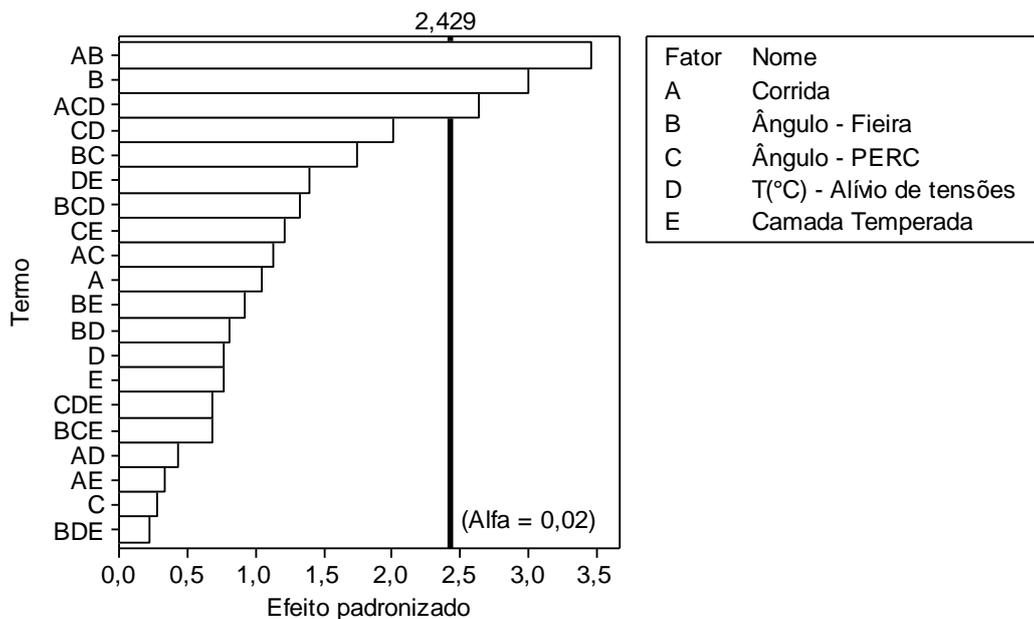


Figura 5-72 – Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados, interações de 3º ordem, Corrida A e Corrida B, alfa = 0,02.

Na figura 5-74 é apresentado o gráfico de Pareto dos efeitos padronizados, variável resposta é a mudança de diâmetro em função dos parâmetros de processo analisados. Observa-se como principal causa da mudança de diâmetro após a rota de fabricação analisada o ângulo de fieira, bem como o ângulo de PERC tem uma influência significativa nas mudanças de diâmetro. Não se observa interações de maior ordem nas mudanças de diâmetro e também não há influência do alívio de tensões ou da camada temperada nas mudanças de diâmetro na rota estudada.

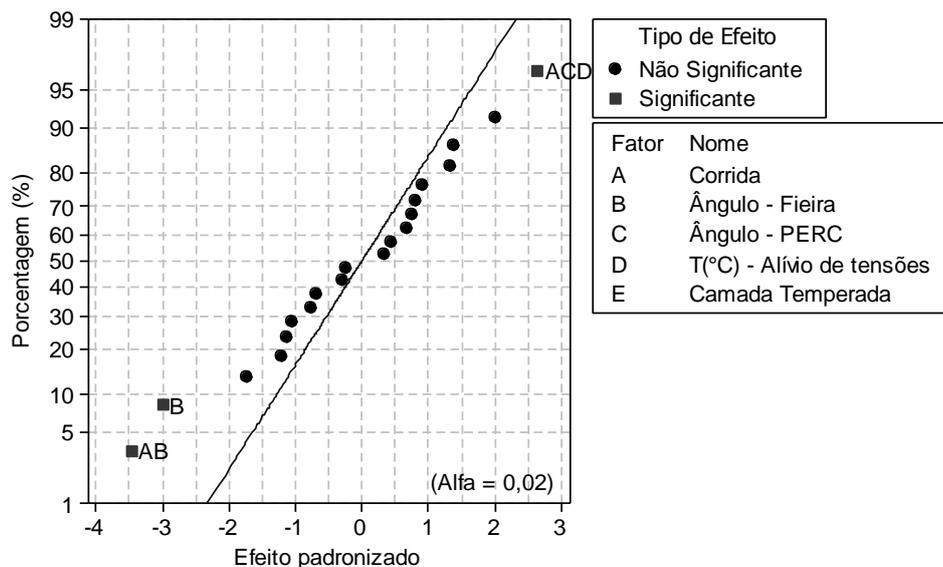


Figura 5-73 – Gráfico dos efeitos padronizados, interações de 3º ordem, Corrida A e Corrida B, alfa = 0,02.

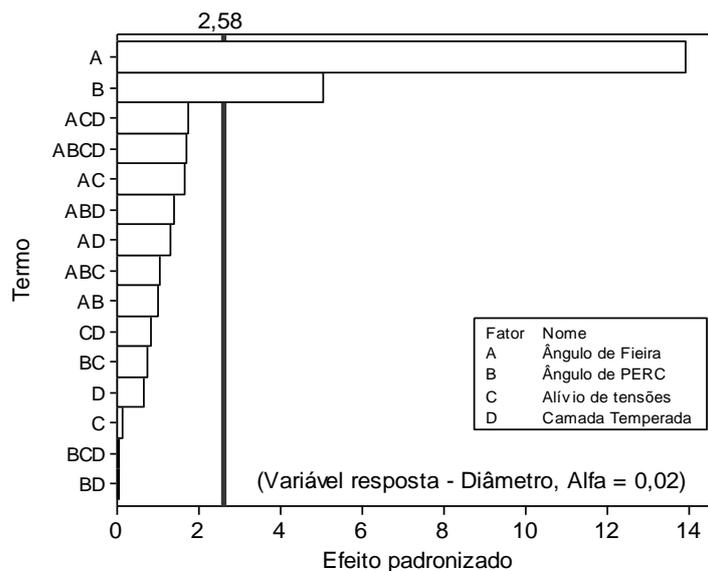


Figura 5-74 – Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados, variável resposta mudança de diâmetro, significância 98%.

6- Discussão

6.1. Introdução

A rota de fabricação estudada tem como matéria-prima uma bobina de fio-máquina laminada a quente. Esta bobina tem um alto nível de deformações plásticas impostas pelo processo de laminação a quente, porém, como o processo de laminação é realizado em alta temperatura há uma recuperação e recristalização do material.

Partindo-se de uma bobina de fio-máquina há a necessidade de se obter certo grau de retinidade antes do processo de trefilação, caso contrário os esforços na ferramenta de trefilação serão elevados. Por isso, torna-se necessário o processo de pré-endireitamento. Este processo gera um perfil de deformações típico de processos de endireitamento. Devido à forma inicial do fio-máquina, bobina, há uma curvatura acentuada no sentido horizontal, sendo necessária a aplicação de maiores momentos pelos rolos de endireitamento horizontal comparando-se com os momentos gerados pelos rolos de endireitamento vertical. Desta forma, fica evidente que há a geração de um perfil de deformações plásticas heterogêneas ao longo do fio-máquina. Esta característica do processo é um forte “potencial de distorção”, pois a eliminação destes perfis de deformações heterogêneas é difícil, devido à necessidade de aplicação de altas deformações plásticas a frio.

O processo de trefilação causa uma redução homogênea do diâmetro no material, porém o perfil de deformações plásticas heterogêneas, gerados em etapas anteriores do processo, tende a permanecer. Utilizando-se o ângulo de fieira de 15° o fator delta é consideravelmente menor do que o fator delta para o ângulo de fieira de 20° , em consequência a esta diferente geometria de ferramental, as deformações plásticas impostas durante o processo de trefilação com ângulo de fieira de 15° irão se distribuir de forma mais homogênea em todo o perfil do material. Por outro lado, o ângulo de fieira de 20° impõe deformações plásticas em regiões mais próximas a superfície. Conforme discutido, para o processo de pré-endireitamento, as heterogeneidades de deformações impostas pelos rolos de pré-endireitamento tendem a serem melhores redistribuídas utilizando-se um ângulo de fieira de 15° , devido a um menor fator delta comparando-se com o ângulo de fieira de 20° .

O processo de PERC origina deformações plásticas superficiais localizadas, bem como, deformações plásticas induzidas pelos momentos aplicados em regiões com distorções. Desta forma, o processo de PERC gera um perfil de tensões residuais onde há dois mecanismos geradores, sendo eles: o alongamento da superfície que gera tensões residuais compressivas agindo conjuntamente com o segundo mecanismo de geração de tensões residuais, os momentos aplicados onde há distorções que geram deformações plásticas. Em geral, utilizando-se os parâmetros adequados, este processo é benéfico em relação às distribuições de tensões residuais na superfície, provocadas pela deformação plástica localizada, porém é desejável que o nível de distorção da barra seja mínimo antes e depois deste processo. A correção de distorções maiores no processo de PERC leva a aplicação de deformações plásticas não uniformes no material, variando-se diretamente conforme aumenta ou diminui o grau de distorção do material.

No processo de tratamento térmico de alívio de tensões existe uma tendência de serem eliminados os efeitos das deformações no material, incluindo encruamento e tensões residuais. Porém, esta eliminação causa, geralmente, uma distorção do componente.

Na têmpera por indução ocorre uma mudança de fases no material pela formação de Martensita, esta mudança de fases é acompanhada da mudança de volume que causa uma expansão volumétrica da superfície ocasionando uma deformação plástica localizada.

Neste capítulo são apresentadas as discussões dos resultados obtidos. Primeiramente, no capítulo 6.2 são discutidos e identificados os “potenciais de distorção”, sendo eles: distribuição da microestrutura e elementos de liga, histórico mecânico, geometria do componente e distribuição das tensões residuais. No capítulo 6.3 são discutidos os efeitos dos “potenciais de distorção” nas mudanças de forma. No capítulo 6.4 são discutidos os efeitos dos parâmetros de processo na manufatura. Finalmente, no capítulo 6.5 são feitas recomendações tecnológicas para controle de distorções em rotas de fabricação envolvendo o processo de trefilação e têmpera por indução.

6.2. Identificação dos portadores de “potenciais de distorção”

Neste capítulo são discutidos os efeitos dos parâmetros de processo nos principais portadores de distorção identificados nesta rota de fabricação: distribuição da microestrutura e elementos de liga, distribuição das tensões residuais, geometria do componente.

6.2.1. Distribuição da microestrutura e elementos de liga

Analisando-se os ângulos de distorção da barra após o processo de trefilação, apresentados na figura 5-51, nota-se que não houve um ângulo preferencial de distorção. Entretanto, Prinz e Rentsch, (2012) investigaram a influência da microestrutura no ângulo de distorção de amostras cilíndricas e concluíram que a distribuição da zona de segregação do material tem uma forte influência no ângulo de distorção. Durante a solidificação do lingote, no lingotamento contínuo, pode haver um desajuste no agitador magnético e este parâmetro, muitas vezes não controlado pela usina siderúrgica, acaba causando um deslocamento da zona de segregação em relação ao eixo central do lingote, (Prinz et al., 2009). Este deslocamento da zona de segregação ocasiona, em etapas onde há mudanças de fase, principalmente tratamentos térmicos, uma distorção em um ângulo preferencial da barra cilíndrica. Esta curvatura preferencial é explicada pela diferença de tempo nas transformações de fase durante a austenitização e resfriamento do material. Na cadeia de processo investigada neste trabalho, notou-se um pequeno deslocamento da zona de segregação no fio-máquina, figuras 5-11 e 5-12. Comparando-se os resultados obtidos na análise dimensional com o deslocamento da zona de segregação, não é possível afirmar que este deslocamento da zona de segregação induziu uma curvatura preferencial no material. Entretanto, o deslocamento da zona de segregação, caracterizado neste trabalho, influenciou as distorções de forma após a têmpera por indução.

As inclusões não metálicas observadas apresentaram um comportamento dentro da normalidade para um aço médio carbono. Não se evidenciou nenhuma alteração em relação à severidade ou distribuição destas inclusões que pudesse ser caracterizada como um “potencial de distorção”.

A microestrutura do material laminado apresentou pequenas diferenças para as duas corridas notam-se diferentes tamanhos dos grãos e na distribuição de Ferrita e Perlita nas duas corridas analisadas.

A microestrutura do material após o tratamento de têmpera por indução apresentou uma ligeira descarbonetação após o processo, em camadas de até 10 μm . Esta descarbonetação é típica de processos de têmpera por indução, como ocorre durante o processo de têmpera, e não parece influenciar nas distorções de forma, pois a descarbonetação é homogênea em toda região periférica do material. Entretanto, a camada temperada mostrou-se homogênea para as duas corridas analisadas e também para as duas profundidades de camada estudadas.

6.2.1.1. Conclusões parciais

A partir dos resultados obtidos, notou-se que as duas corridas analisadas apresentaram comportamentos diferentes em relação às distorções ao longo do processo. Observa-se algumas diferenças entre as corridas nas análises metalográficas, principalmente em relação à posição da zona de segregação. Porém não se pode afirmar que estas diferenças no comportamento frente à distorção têm como principal força motriz os efeitos da microestrutura. Estas diferenças caracterizadas são um “potencial de distorção” no processo, mas não o principal para causar as distorções de forma. Assim, pode concluir que:

- A microestrutura do material apresentou diferenças nas duas corridas analisadas, em especial, a zona de segregação não apresenta a mesma severidade e distribuição em relação à linha central do fio-máquina nas duas corridas.
- Os perfis de microdureza após o processo de trefilação apresentaram diferenças de dureza que podem estar relacionadas a diferenças na distribuição de deformações no material.
- Não se evidenciou diferenças significativas na microestrutura primária do material, a distribuição de Ferrita e Perlita mostram-se homogêneas para as duas corridas analisadas.
- Nas amostras temperadas por indução, notou-se uma diferença significativa na dureza superficial, a menor camada temperada, 0,63 mm, apresentou dureza superior. Este comportamento refere-se a diferenças de velocidade de avanço do indutor, para a camada temperada de 1,1 mm a velocidade de avanço é menor, e por isso, há um efeito de maior relaxação de tensões, camada de 1,1 mm, e como consequência uma menor dureza.
- O controle de distorções no processo deve ser realizado iniciando-se pela matéria-prima. Em especial, a distribuição de segregações no lingote e no fio-máquina.

6.2.2. Distribuição das tensões residuais

Neste capítulo são discutidas as distribuições de tensões residuais em cada etapa da rota de fabricação estudada. Iniciando-se pela matéria-prima: fio-máquina, e os processos de pré-endireitamento, jateamento, trefilação, PERC e têmpera por indução.

6.2.2.1. Fio-máquina

A partir das medições de tensões residuais realizadas no fio-máquina, figura 5-19, nota-se que após o processo de laminação as tensões residuais são compressivas ao longo de todas as posições periféricas analisadas. Pode-se considerar o nível de tensões residuais superficiais baixo, com valores médios próximos a 80 MPa, conforme mostrado na figura 5-19. Valores baixos de tensões residuais são esperados para este tipo de material, pois há relaxação de tensões após o processo de laminação a quente, como já mostrado por Dieter, (1986). Estas tensões residuais apresentadas na bobina do fio-máquina estão relacionadas com as tensões causadas durante o resfriamento da bobina de fio-máquina após a laminação, tensões térmicas causadas por gradientes de temperatura entre o meio e o fio-máquina após o processo de laminação a quente, (Ericsson, 2002). O resfriamento é realizado ao ar, por isso, a parte externa do material encontra-se em uma temperatura menor do que o núcleo do material causando diferentes dilatações volumétricas na superfície e no núcleo do material. A parte externa do fio-máquina é resfriada mais rapidamente do que o núcleo, por isso há uma tendência maior das tensões residuais terem um valor maior na superfície do material, sendo este o mecanismo gerador destas tensões. Observa-se no gráfico os valores de L.M.A, largura do pico de difração, nota-se diferenças significativas em determinadas posições periféricas do fio-máquina, por exemplo, 90° - 315° onde são apresentados os valores máximos e mínimos da L.M.A, este comportamento mostra as diferentes deformações plásticas causadas por tensões térmicas no resfriamento do fio-máquina, o que mostra a heterogeneidade de resfriamento durante a produção por laminação a quente do fio-máquina.

6.2.2.2. Pré-endireitamento

Analisando-se o processo de endireitamento, em relação à geração de tensões residuais superficiais, resultados apresentados na figura 5-20, e comparando-se as tensões com a forma do fio-máquina figura 6-1, o maior nível de momentos aplicados ao fio-máquina está nas posições de 90° e 270°, ou seja, na posição periférica referente à posição do primeiro conjunto de rolos de endireitamento horizontal, conforme mostrado na figura 6-2.

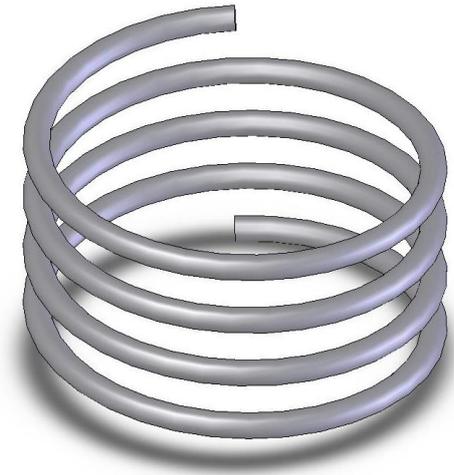


Figura 6-1 – Desenho esquemático da bobina de fio-máquina.

E de fato, observa-se que nos ângulos periféricos de 90° e 270° as tensões residuais têm comportamentos opostos apresentando respectivamente os maiores valores de tensões compressivos e trativos o que mostra a influência da forma da bobina do fio-máquina na distribuição de tensões residuais superficiais após o endireitamento.

Existem dois mecanismos básicos de geração de tensões residuais após os processos de endireitamento, tensões residuais geradas pelos momentos aplicados ao componente a ser endireitado e tensões residuais geradas pelo contato entre ferramenta e o fio-máquina, (Dastalukder, 1991). Esta geração de perfis heterogêneos de tensões residuais é um fator que eleva o “potencial de distorção” do material. Além deste perfil heterogêneos de tensões residuais, na superfície do material, é consequência destes momentos aplicados um perfil heterogêneo de tensões residuais, em camadas mais profundas do material. Este comportamento depende da curvatura inicial do material e suas propriedades mecânicas, pois a curvatura inicial e a resistência mecânica do fio-máquina é que determinará o montante de momentos que deverão ser aplicados para o endireitamento. Os pesquisadores Yoshida et al., (2010), concluíram que existe uma zona afetada pelo endireitamento, e esta muda conforme a curvatura inicial do material, uma maior curvatura conseqüentemente irá induzir deformações plásticas em camadas mais internas, conforme mostrado na figura 6-3. Também, existe uma zona neutra, onde somente ocorrem deformações elásticas, desta forma, não há uma geração de tensões residuais nesta zona, mas esta poderá ser afetada pela redistribuição de tensões residuais.

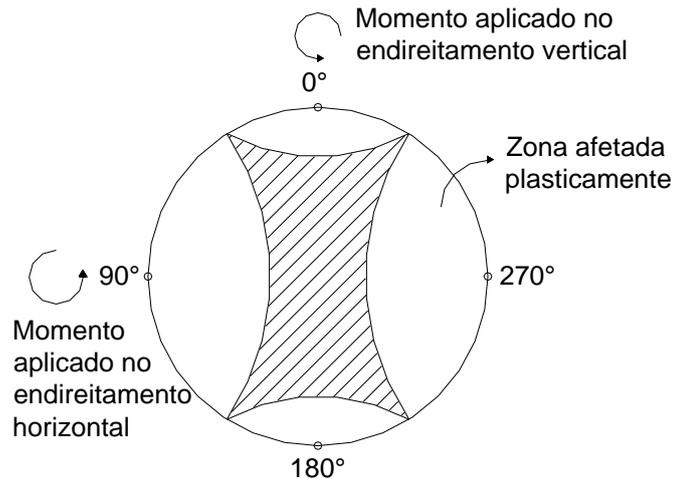


Figura 6-2 - Zona de penetração de tensões no processo de pré-endireitamento horizontal e vertical partindo-se de uma bobina de fio-máquina.

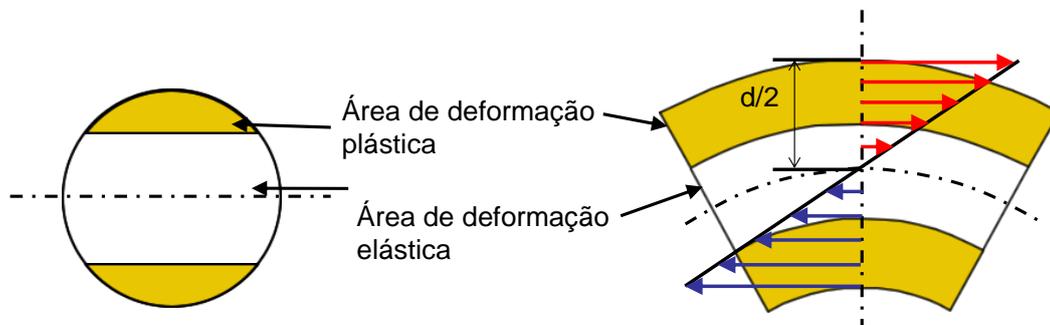


Figura 6-3 - Zona de penetração de tensões no processo de endireitamento. Fonte: adaptado de Yoshida et al., (2010).

Observando-se as tensões residuais após o pré-endireitamento e jateamento, nota-se que o processo de jateamento não foi capaz de promover uma redistribuição de tensões residuais, próximas as camadas superficiais do material, comprovadamente até 2500 μm , a ponto de eliminar as heterogeneidades impostas pelo processo de pré-endireitamento.

Analisando-se as tensões residuais medidas por difração de raios-X, na figura 5-21, nota-se diferenças significativas para todas as posições periféricas analisadas. Este efeito é causado pelos momentos aplicados na etapa anterior do processo, pré-endireitamento. Analisando-se o comportamento das tensões em posições periféricas opostas, por exemplo, 0° e 180° assim como 90° e 270°, nota-se que o comportamento das tensões residuais sempre é oposto o que mostra que a penetração das deformações impostas pelo pré-endireitamento são superiores a 1800 μm .

6.2.2.3. Jateamento

O processo de jateamento induz uma deformação localizada na superfície do material. Esta deformação localizada ocasiona um alongamento da superfície do material, e este alongamento acaba gerando uma resposta elástica em sentido contrário, gerando-se um perfil de tensões compressivas na superfície, (Liu, 2005).

Analisando-se os perfis de tensões residuais medidos por difração de nêutrons em uma amostra jateada, figura 5-23. Nota-se também que há um decaimento rápido destas tensões residuais para níveis próximos a zero após uma profundidade de 2000 μm , distância normalizada em relação ao centro do material de 0,2. A matéria-prima do processo analisado, bobina de fio-máquina é produzida por laminação a quente com resfriamento controlado, tornando-se possível a relaxação considerável das tensões residuais geradas no processo de laminação, principalmente no núcleo do material que está menos exposto a gradientes térmicos de temperatura. Desta forma, pode-se afirmar que este perfil de tensões residuais para distâncias da superfície não deformadas plasticamente pelo jateamento são muito próximas ao material base, fio-máquina laminado à quente e pré-endireitado, porém a distribuição depende dos momentos aplicados durante o pré-endireitamento.

Fazendo-se uma comparação das medições superficiais por difração de nêutrons e difração de raios-X, observa-se uma diferença no valor das tensões residuais próximas a superfície, superior a 100 MPa, dependendo da direção analisada. Estas diferenças podem ser relacionadas ao método de medição, pois na difração de nêutrons o valor medido é uma média das tensões no volume analisado, por isso, na superfície ou ainda, em qualquer ponto de medição onde houver um gradiente de tensões residuais muito alto, haverá diferenças de valores de tensões residuais dependendo da técnica utilizada.

As tensões residuais médias, a uma distância da superfície de 1800 μm , caracterizados por difração de raios-X com remoção de camadas, em relação às posições periféricas do fio-máquina jateado são apresentadas na figura 6-4. Assim como mostrado na figura 5-21, as tensões residuais médias apresentam diferenças significativas ao longo da periferia do fio-máquina jateado.

Conseqüentemente, mesmo durante o processo de jateamento, as severas deformações superficiais impostas pelo processo, que geram tensões residuais compressivas, não são suficientes para superpor-se as heterogeneidades impostas após o processo de pré-endireitamento.

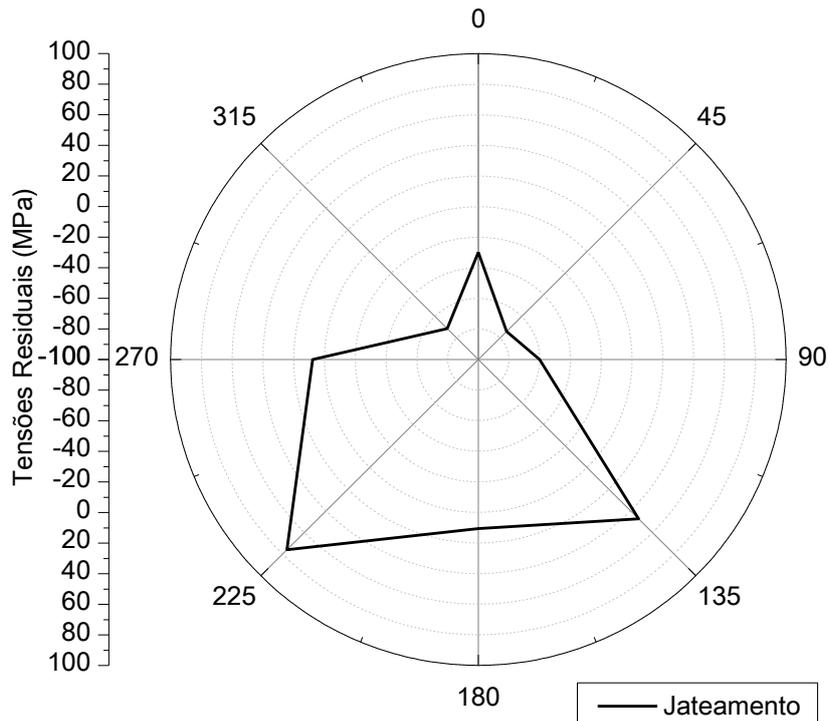


Figura 6-4 – Diagrama polar das tensões residuais longitudinais médias em função da posição periférica do fio-máquina pré-endireitado e jateado, profundidade de 1800 μm , corrida A.

O perfil de tensões residuais longitudinais, “como medido”, no fio-máquina jateado é apresentado na figura 6-5. Realizou-se as medições utilizando-se a técnica de difração de nêutrons. Neste gráfico comparou-se posições simétricas de mesma profundidade em relação à superfície, esta comparação é indicada por linhas horizontais no gráfico. Nota-se claramente que há uma inclinação nas linhas de comparação, e todas estas linhas seguem o mesmo comportamento. Este comportamento indica um estado de tensões residuais causado por um processo de endireitamento, nota-se que a penetração deste endireitamento, mesmo não sendo em todo perfil da barra, gera uma redistribuição de tensões residuais até o núcleo da barra. Fica claro que o jateamento, apesar de ter causado uma distribuição homogênea de tensões residuais superficiais, não foi capaz de redistribuir as tensões residuais causadas pelas deformações impostas no pré-endireitamento. Pode-se salientar que as medições foram realizadas iniciando-se na posição periférica 0° até a posição 180° , e nestas posições há um menor grau de deformações impostas pelos rolos de pré-endireitamento. Acredita-se, desta forma, que existe uma tendência de maiores diferenças para as posições periféricas 90° - 270° , pois nestas posições há a aplicação de maiores tensões no processo de pré-endireitamento.

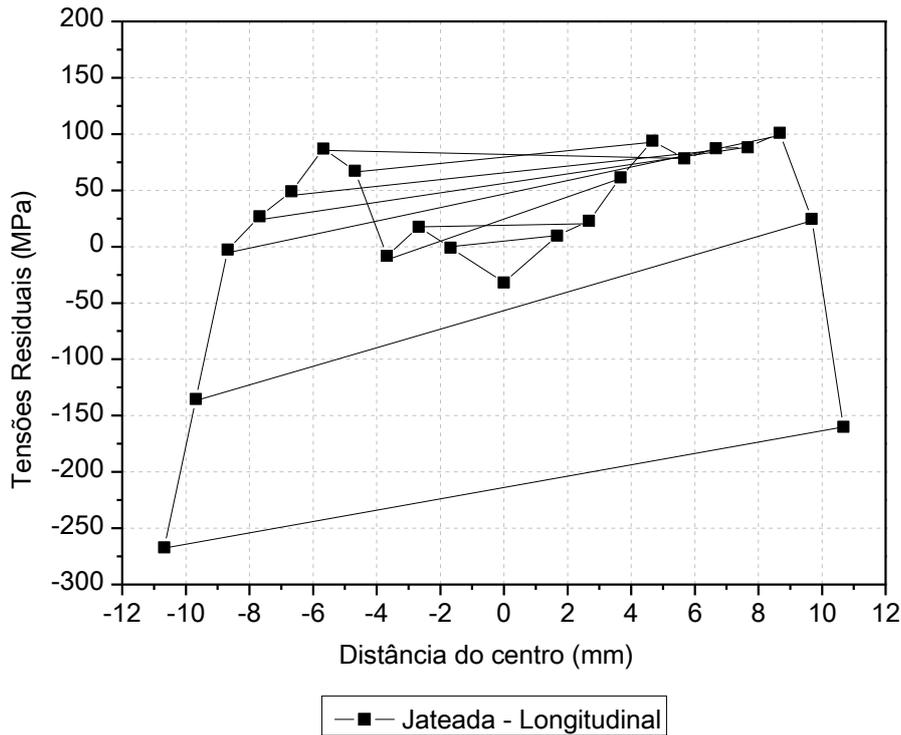


Figura 6-5 – Perfil de tensões residuais longitudinais no fio-máquina jateado, caracterização por difração de nêutrons, dados “como medidos”, corrida A.

6.2.2.4. Trefilação

Análises preliminares do processo de trefilação, por exemplo, (Atienza, 2000), indicam que neste processo, com reduções maiores que 1%, há a geração de tensões residuais trativas na superfície.

A partir da caracterização inicial das tensões residuais superficiais após o processo de trefilação com ângulo de fieira de 20°. Obteve-se o gráfico de Intervalo de Confiança das Médias de tensões residuais superficiais, figura 6-6, utilizou-se o software Minitab® v.16, calculou-se as medias para cada posição axial da amostra em relação aos ângulos periféricos analisados, dados obtidos da figura 5-24. Neste gráfico observa-se os valores médios de tensões residuais em relação à média e um intervalo de 95% de confiabilidade onde pode haver variação das tensões residuais. A partir da análise calculou-se que o material apresentou um valor médio de tensões residuais de 248 MPa, e um desvio padrão de 42 MPa. Nota-se que as tensões residuais longitudinais superficiais médias apresentam um comportamento harmônico ao longo do eixo axial da amostra analisada. Observa-se uma variação, com forma de uma senóide, este comportamento pode estar associado à distância entre os rolos de pré-endireitamento, etapa anterior do processo,

ou ainda ao tamanho da zona de contato entre os rolos de pré-endireitamento e o fio-máquina.

No processo de pré-endireitamento são aplicados momentos ao fio-máquina causando deformação plástica não uniforme, e conseqüentemente haverá uma resposta elástica do material frente a esta deformação plástica não uniforme, (Lu, 2002). Assim, gera-se um perfil de tensões residuais no fio-máquina, este perfil não é homogêneo, pois há variações de retinidade e de propriedades mecânicas ao longo da bobina do fio-máquina. Conseqüentemente, nota-se a partir destes resultados que o processo de jateamento não superpõe as tensões residuais do pré-endireitamento, o jateamento apenas cria um novo perfil de tensões residuais superficiais, mas não elimina os efeitos impostos no pré-endireitamento, ou seja, o material mantém-se heterogêneo em relação a distribuição periférica de tensões residuais. Este “potencial de distorção”, tensões residuais heterogêneas ao longo da periferia do fio máquina, mantem-se no material após o processo de trefilação com um ângulo de 20°.

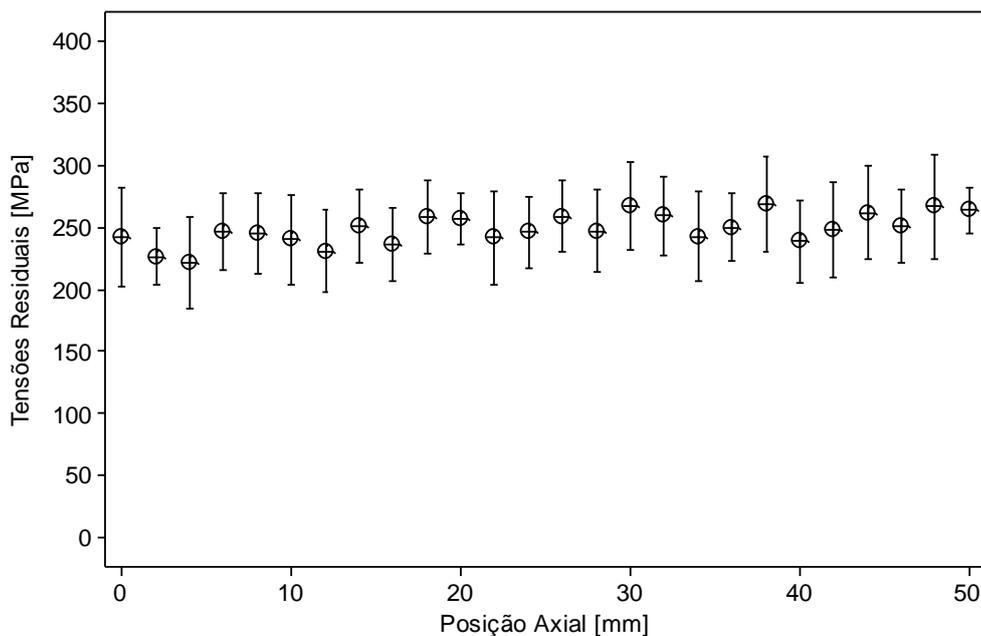


Figura 6-6 - Gráfico de Intervalo de Confiança das Médias de tensões residuais longitudinais superficiais ao longo da barra trefilada 20°, N = 208, 95% de confiabilidade, a barra de erros indica o intervalo de confiança, corrida A.

Na figura 6-7 é mostrado um diagrama polar das tensões residuais superficiais médias para cada posição periférica medida em uma barra após o processo de trefilação com ângulo de fieira de 20°. Observa-se que a distribuição das tensões residuais na superfície da barra não é totalmente homogênea, porém nota-se que a distribuição

superficial é mais homogênea do que as tensões residuais superficiais após o processo de pré-endireitamento.

Na figura 6-8 é apresentado um diagrama polar das tensões residuais superficiais em função do ângulo periférico em uma barra trefilada com ângulo de fieira de 15°, corrida A. Nas posições periféricas de 0° e 180° as tensões residuais não foram medidas para esta amostra, por isso, o gráfico apresenta um comportamento retilíneo entre as posições periféricas de 315° - 45° e 225° - 135°. Entretanto, nota-se nas demais posições periféricas que as tensões residuais apresentam uma distribuição semelhante ao ângulo de 20°, pois observa-se que as tensões residuais superficiais não se distribuem de forma homogênea na superfície da barra após o processo de trefilação.

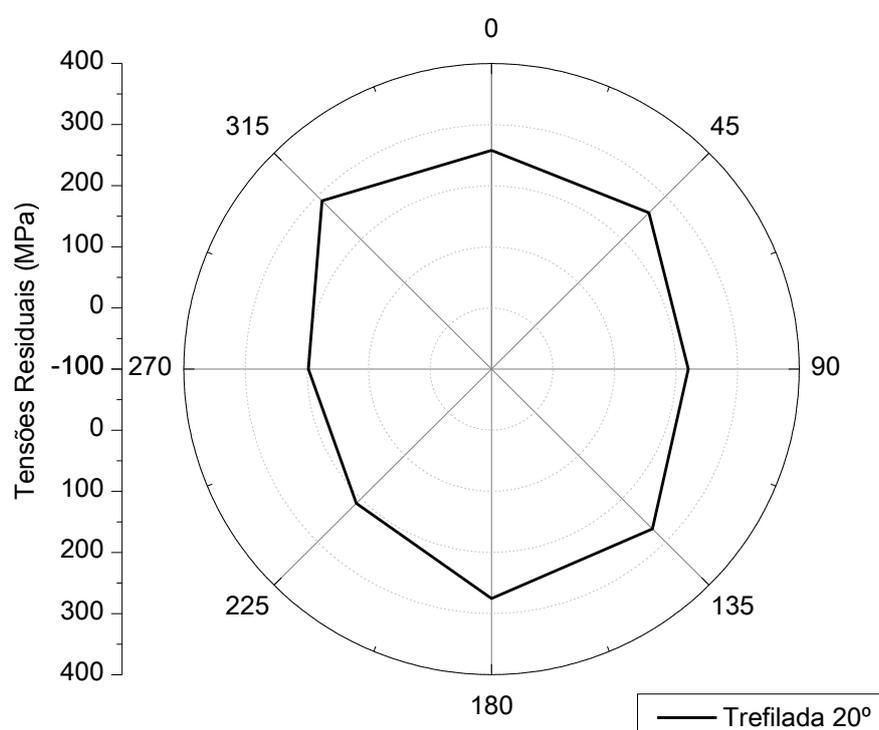


Figura 6-7 – Diagrama polar das tensões residuais longitudinais superficiais médias em função do ângulo periférico para uma amostra trefilada com ângulo de fieira de 20°, medições realizadas por difração de raios-X, corrida A.

O gráfico de Intervalo de Confiança das Médias de tensões residuais superficiais, para a barra trefilada com ângulo de fieira de 15° é mostrado na figura 6-8. Considerando-se o valor de desvio padrão observado, nota-se variações maiores em relação aos ângulos periféricos, comprando-se com o ângulo de fieira de 20°, figura 6-6, porém o valor médio das tensões residuais foi menor, 236 MPa, por outro lado, o desvio padrão calculado foi de 49 MPa. Mesmo assim, considerando-se os valores médios de tensões residuais para cada posição axial nota-se que o comportamento harmônico é

atenuado. Considerando-se o comportamento observado para as posições periféricas de 45°, 90°, 135°, 225°, 270° e 315° e comparando-se com o comportamento apresentado pelo ângulo de fieira de 20° nota-se que não houve diferenças significativas nos níveis de tensões residuais superficiais.

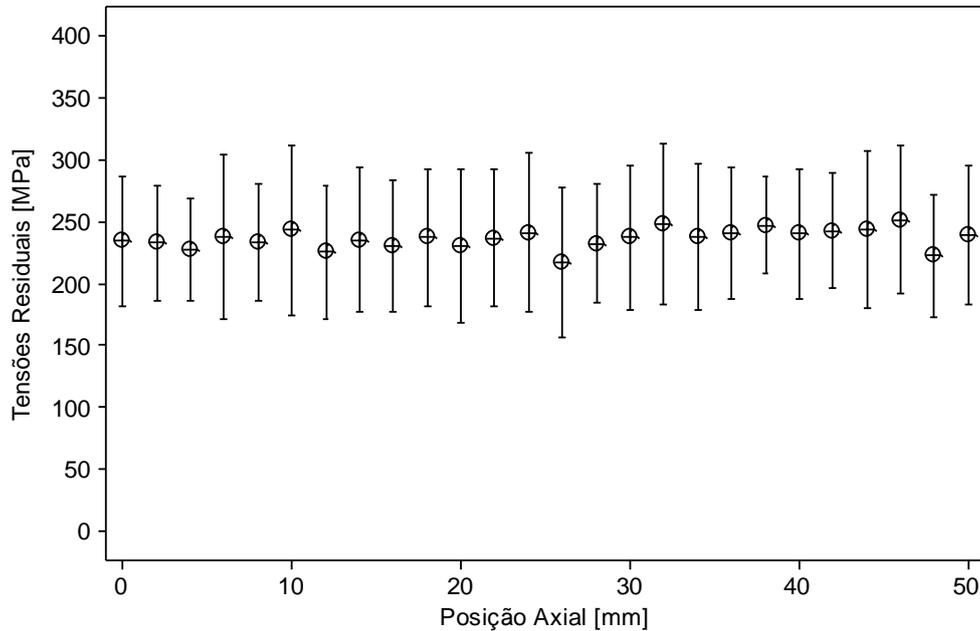


Figura 6-8 - Gráfico de Intervalo de Confiança das Médias de tensões residuais longitudinais superficiais ao longo da barra, Trefilada 15°, N = 156, 95% de confiabilidade, Corrida A.

O Diagrama polar das tensões residuais superficiais médias em função do ângulo periférico para uma amostra trefilada com ângulo de fieira de 15° é mostrado na figura 6-9, calculou-se as médias para cada posição periférica, a partir dos dados da figura 5-25. Nota-se que a média de tensões residuais superficiais tem um comportamento trativo em todos os ângulos periféricos nota-se também que a distribuição não é homogênea em relação ao perímetro da barra. Esta distribuição heterogênea das tensões residuais confirma os resultados obtidos anteriormente para esta mesma amostra.

Analisando-se os perfis de tensões residuais obtidos por difração de raios-X com remoção de camadas para uma barra trefilada com ângulo de 15°, mostrado na figura 5-27, página 96. Observa-se que as tensões residuais tem comportamento trativo na superfície com valores próximos a 200 MPa, nota-se também que há diferenças significativas para cada posição periférica analisada, por exemplo, comparando-se as posições periféricas de 0° com a posição de 135° em uma profundidade de 500 µm observa-se diferenças de aproximadamente 200 MPa. Estas diferenças são mantidas para os demais ângulos até profundidades maiores que 2000 µm. Observa-se também

que para duas posições periféricas adjacentes, por exemplo, $0^\circ - 180^\circ$, $45^\circ - 225^\circ$, $90^\circ - 270^\circ$ e $135^\circ - 315^\circ$, nota-se que a cada 180° de defasagem há uma tendência da repetição do comportamento e também há diferenças significativas de tensões. Este comportamento de tensões residuais é desfavorável em relação à distorção em etapas posteriores de processo, pois há diferenças significativas de tensões em cada posição periférica das barras. Em etapas onde haja redistribuição de tensões residuais, por exemplo, o processo de têmpera por indução. No momento em que o material é aquecido, na têmpera por indução, há uma diminuição da tensão de escoamento superficial do material, porém o núcleo apresenta uma tensão de escoamento maior. Esta tensão de escoamento maior no núcleo do material é responsável por manter o material em sua forma, por isso, camadas mais profundas na têmpera por indução ocasionam maiores distorções. O que fica evidenciado na figura 5-27 é uma heterogeneidade de tensões residuais em camadas do material que podem chegar a uma distância da superfície de $3000 \mu\text{m}$, este comportamento é um dos principais fatores que levam as distorções de forma na cadeia de produção estudada.

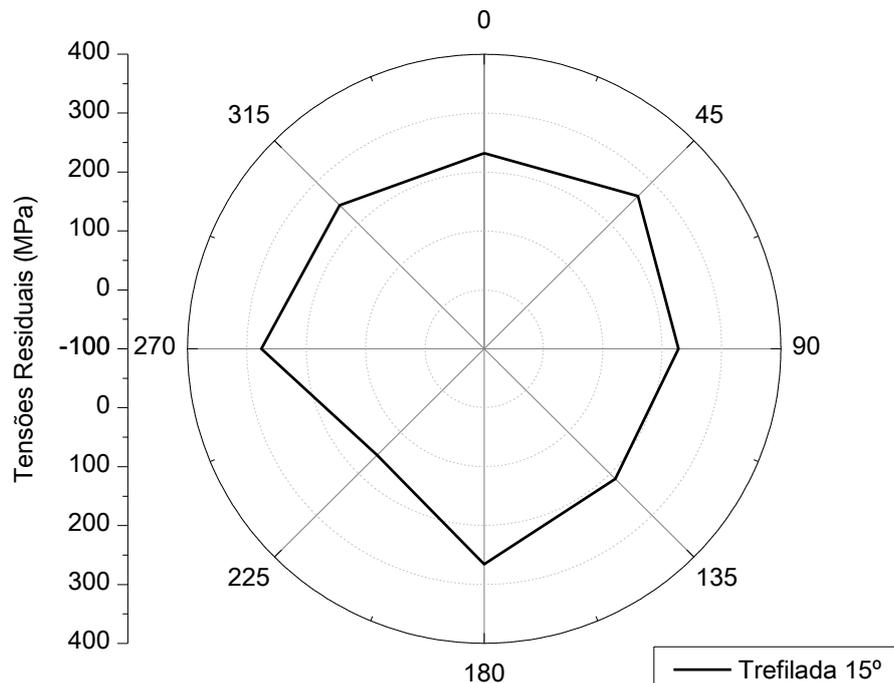


Figura 6-9 – Diagrama polar das tensões residuais longitudinais superficiais médias em função do ângulo periférico para uma amostra trefilada com ângulo de fieira de 15° , medições realizadas por difração de raios-X, corrida A.

Na figura 6-10 é apresentada uma análise do perfil de tensões residuais após o processo de trefilação. As medições foram realizadas utilizando-se a técnica de difração

de nêutrons e os dados são apresentados sem correção, “como medidos”. Neste gráfico são apresentadas linhas, pontilhadas, de comparação dos níveis de tensões residuais em duas posições simétricas na amostra. Observa-se que as tensões residuais em regiões próximas a superfície são homogêneas, pois há uma simetria de tensões residuais na barra, indicado pela linha pontilhada. Para regiões mais próximas ao núcleo do material, as tensões residuais apresentam diferenças significativas para as posições simétricas. Nota-se que a partir de 4 mm da superfície as tensões nas posições a direita do gráfico tem um comportamento mais trativo em relação as posições simétricas, a esquerda do gráfico. No núcleo da barra observa-se uma mesma tendência neste comportamento, porém as tensões residuais são mais homogêneas. Estas diferenças nos níveis de tensões residuais apresentados estão relacionadas a efeitos de tensões residuais prévias ao processo de trefilação, além do erro de forma associado ao fio-máquina. Os momentos aplicados na etapa de pré-endireitamento geram o perfil de tensões residuais heterogêneos, bem como a circularidade do fio máquina afeta a distribuição de tensões residuais na periferia do fio-máquina.

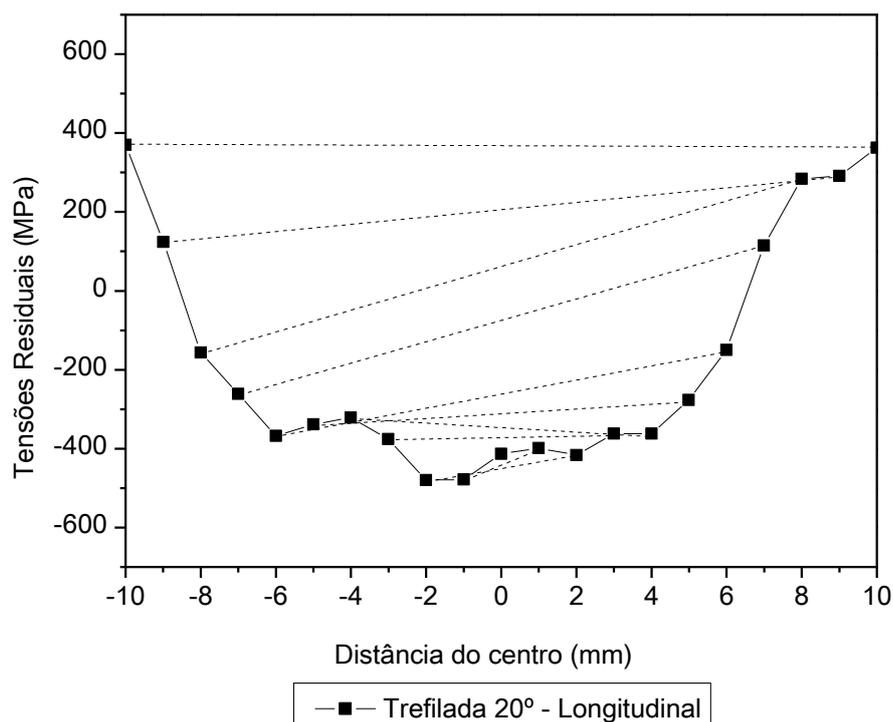


Figura 6-10 – Perfil de tensões residuais longitudinal para o processo de trefilação com ângulo de fieira de 20°. Corrida B.

Na figura 6-11 é apresentado o perfil de tensões residuais longitudinais após o processo de trefilação com ângulo de fieira de 15°, observa-se que as tensões residuais longitudinais são mais homogêneas dos que as apresentadas para o ângulo de 20°. No

ângulo de 15° há uma penetração das deformações plásticas maiores comparando-se com o ângulo de 20°. Esta maior penetração das deformações, indicada pelo parâmetro Δ , resulta em uma melhor redistribuição das tensões residuais provenientes de etapas anteriores do processo.

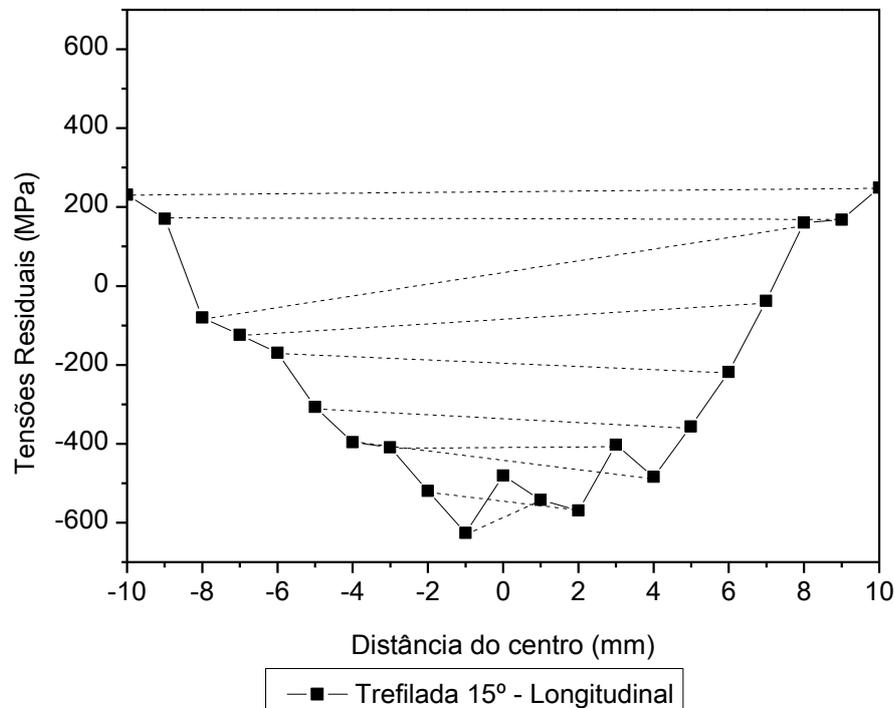


Figura 6-11 - Perfil de tensões residuais longitudinal para o processo de trefilação com ângulo de fieira de 15°. Corrida B

A partir dos dados obtidos nas avaliações dimensionais, realizou-se uma análise da circularidade das barras após os processos de trefilação, PERC e têmpera por indução. A figura 6-12 mostra as coordenadas no plano X-Y dos pontos medidos ao longo dos 12 círculos avaliados em uma amostra trefilada com ângulo de 20°. Nota-se que os quadrantes 135°, 180° e 315° apresentam diferenças significativas na circularidade. Estas diferenças estão associadas a ferramenta de trefilação, pois a circularidade da zona de trabalho na fieira influencia na forma após o processo de trefilação.

Na figura 6-13 são mostradas as coordenadas X-Y de cada ponto medido ao longo dos 12 círculos avaliados em uma amostra com ângulo de fieira de 15°. Nota-se que há pequenas diferenças na circularidade da barra trefilada nas posições periféricas próximas de 0° e 180°, nas demais posições a circularidade é muito próxima ao círculo ideal.

Comparando-se os desvios de circularidade, apresentados pelo ângulo de fieira de 15°, com os desvios de forma apresentados para as barras processadas com um ângulo de fieira de 20°, nota-se que há diferenças significativas nos desvios de forma

apresentados pelas duas diferentes ferramentas. Não se observou uma relação entre as mudanças de circularidade após o processo de trefilação com a circularidade do fio-máquina, pois a bobina de fio-máquina utilizado com os diferentes ângulos manteve-se constante.

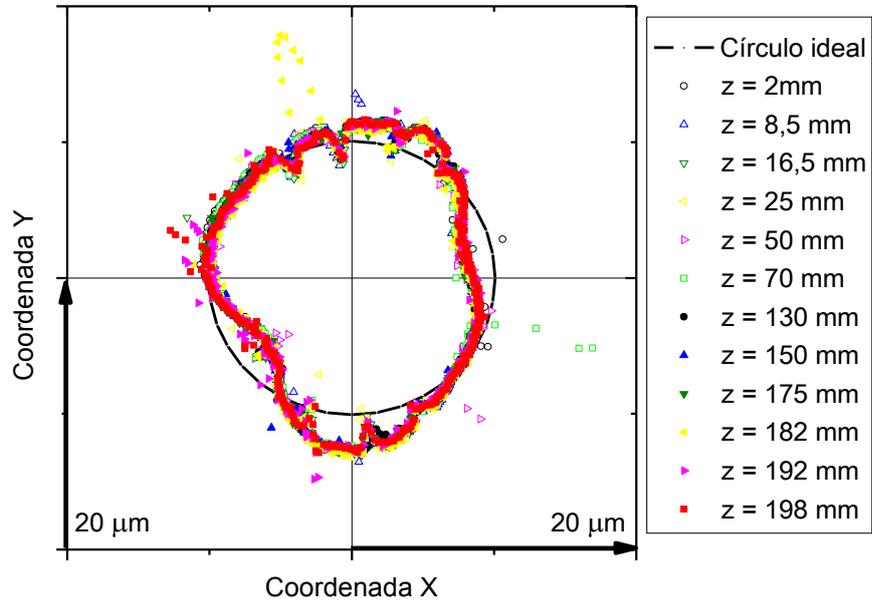


Figura 6-12 – Diagrama polar, amostra após a trefilação, ângulo de feira de 20°, corrida A.

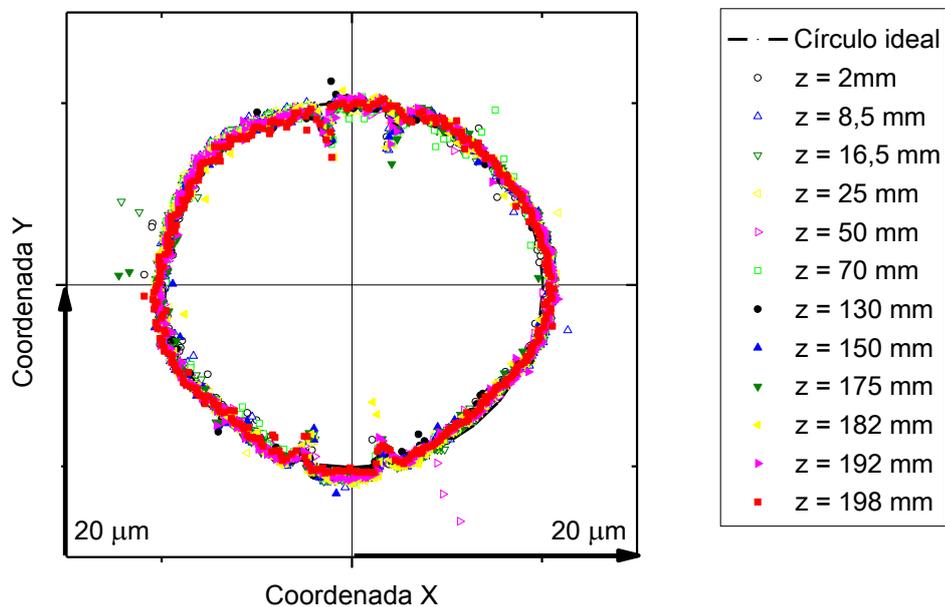


Figura 6-13 – Diagrama polar, após o processo de trefilação, ângulo de feira de 15°, corrida A.

6.2.2.5.PERC

Analisando-se a distribuição das tensões residuais superficiais ao longo da barra após o processo de PERC e também em relação às posições periféricas, figura 5-30, nota-se que há um comportamento homogêneo ao longo da amostra analisada. A baixa deformação plástica superficial gera um perfil homogêneo de tensões residuais superficiais, porém, nos perfis de tensões residuais obtidos por difração de nêutrons, figuras 6-20 e 6-21, observa-se que as tensões residuais após o processo de PERC apresentam certo grau de assimetria. Esta assimetria no perfil de tensões residuais após o PERC é causada pelos momentos impostos nos rolos côncavo e convexo. Fica claro, observando-se este comportamento que etapas anteriores de processamento do material estão influenciando na distribuição de tensões residuais após a etapa de PERC, pois, como já mostrado para este processo, o estado de tensões residuais depende do nível de endireitamento após a trefilação. Assim, uma barra que foi trefilada e que apresenta um bom grau de retilinidade, não necessitará de um endireitamento severo no PERC, desta forma, a barra tenderá a ter níveis de tensões residuais mais homogêneos ao longo das diferentes posições longitudinais e em relação às posições transversais e periféricas.

O gráfico de Intervalo de Confiança das Médias de tensões residuais superficiais, caracterizados por difração de raios-X, em função da posição axial para uma amostra após o processo de PERC 16° em conjunto com um ângulo de fieira de 15° é mostrado na figura 6-14. A análise dos 264 pontos de tensões residuais superficiais medidos mostra um valor médio de -278 MPa com um desvio padrão de 10 MPa. Observa-se que as tensões residuais médias apresentam uma variação ao longo do eixo axial, este comportamento é típico de processos de endireitamento. Novamente, observa-se um comportamento harmônico das tensões residuais, conforme já mostrado para outros ângulos.

O Gráfico de Intervalo de Confiança das Médias de tensões residuais longitudinais superficiais, calculados a partir dos dados obtidos por difração de raios-X, figura 5-34, em função da posição axial para uma amostra após o processo de PERC 16° em uma barra previamente trefilada com um ângulo de fieira de 20° é mostrado na figura 6-15 calculou-se o valor médio de -304 MPa com desvio padrão de 13 MPa. Observa-se tensões residuais superficiais compressivas na superfície da barra após o processo de PERC, os níveis de tensões residuais são próximos aos valores apresentados pelo mesmo ângulo de PERC, porém com um ângulo de fieira diferente, resultados apresentados na figura 6-14.

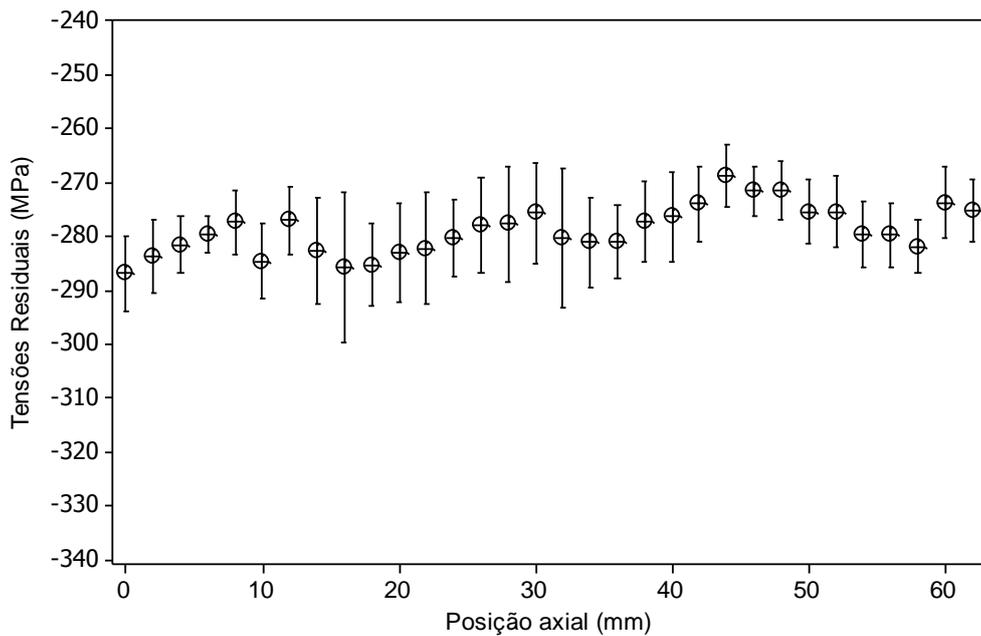


Figura 6-14 – Gráfico de Intervalo de Confiança das Médias de tensões residuais longitudinais superficiais ao longo da barra, N = 264, 95% de confiabilidade. Parâmetros: PERC 16 ° - Trefilada 15°, Corrida A.

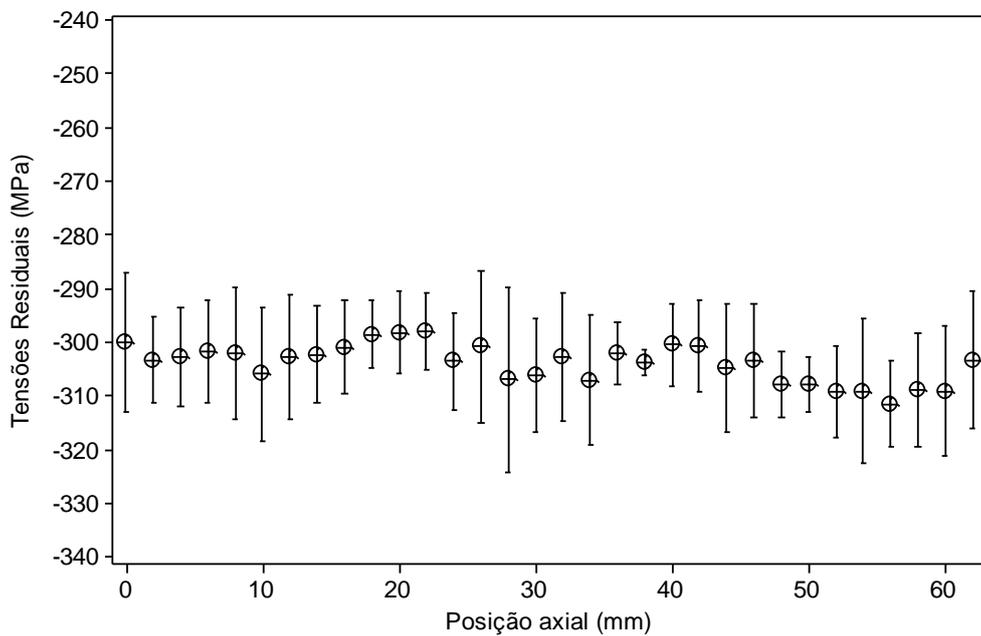


Figura 6-15 - Gráfico de Intervalo de Confiança das Médias de tensões residuais longitudinais superficiais ao longo da barra, N = 264, 95% de confiabilidade. Parâmetros: PERC 16 ° - Trefilada 20°, Corrida A.

A distribuição de tensões residuais superficiais médias, caracterizados por difração de raios-X, em função da posição axial para uma amostra após o processo de

PERC 18° em uma amostra previamente trefilada com um ângulo de fieira de 15° é mostrado na figura 6-16. O valor médio de tensões residuais superficiais nos 234 pontos medidos é de -322 MPa, com desvio padrão de 12 MPa. Observa-se que as tensões residuais médias apresentam uma variação ao longo do eixo axial, este comportamento é típico de processos de endireitamento e são mais compressivas comparando-se com o ângulo de PERC de 16°. Nota-se também nos valores médios de tensões residuais que há níveis de tensões residuais máximos e mínimos e estes valores se repetem de forma harmônica a cada 20 mm aproximadamente. Este ciclo harmônico está diretamente relacionado a superfície de contato entre os rolos de PERC e a barra que esta sendo endireitada, conforme mostrado na figura 3-10.

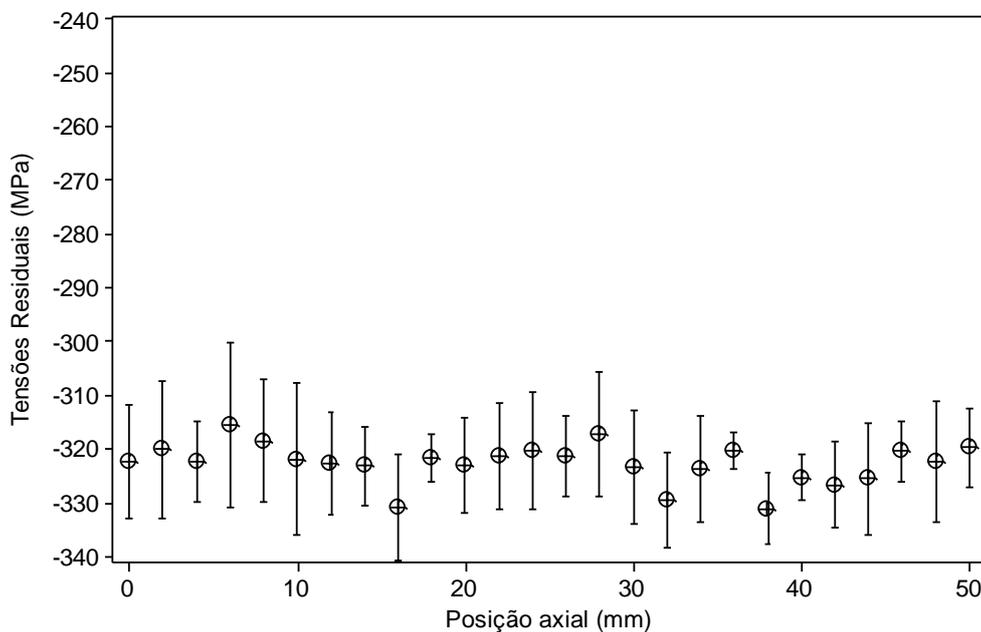


Figura 6-16 - Gráfico de Intervalo de Confiança das Médias de tensões residuais longitudinais superficiais ao longo da barra, N = 208, 95% de confiabilidade. Parâmetros: PERC 18 ° - Trefilada 15°, Corrida A.

O Gráfico de Intervalo de Confiança das Médias de tensões residuais longitudinais superficiais, com 95% de confiabilidade, caracterizados por difração de raios-X, em uma amostra da corrida A, após o processo de PERC 18° em uma barra previamente trefilada com um ângulo de fieira de 20° é apresentado na figura 6-17. Para o cálculo do intervalo de confiança usou-se os dados da figura 5-35.

A partir da análise das tensões residuais superficiais obtidas com as duas combinações de ângulos de fieira e dois ângulos de PERC, observa-se que as tensões residuais superficiais após o processo de PERC apresentaram um comportamento

harmônico. Este comportamento está diretamente relacionado ao comprimento de contato entre o rolo convexo e a barra que está sendo endireitada, entretanto o comprimento da zona de contato depende do ângulo de PERC, do tamanho do rolo convexo e suas propriedades geométricas, bem como, o diâmetro da barra que esta sendo endireitada, formando uma zona de contato mecânico, conforme mostrado na figura 6-18. Fica evidente que a diferença entre o PERC 16° e 18° no tamanho “l” da zona de contato é muito pequena, ou quase insignificante, porém esta diferença angular é significativa na distribuição e nos níveis de deformações e conseqüentemente na distribuição de tensões residuais após o PERC.

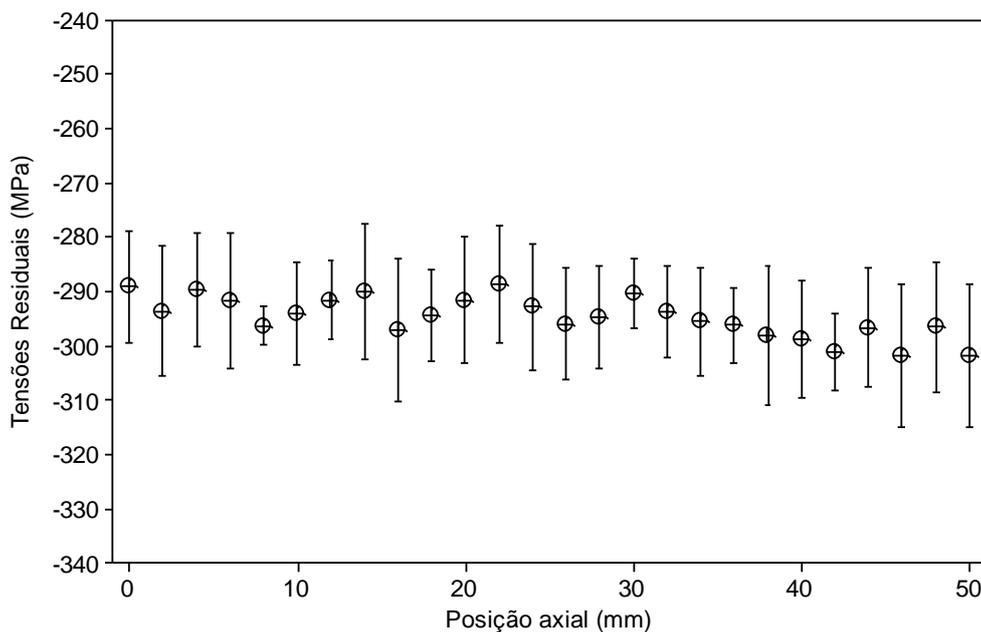


Figura 6-17 - Gráfico de Intervalo de Confiança das Médias de tensões residuais longitudinais superficiais ao longo da barra. Parâmetros: PERC 18° - Trefilada 20°, Corrida A, 95% de confiabilidade.

A figura 6-19, mostra a média de tensões residuais superficiais, para cada ângulo periférico, após a etapa de PERC. Observa-se que independente da combinação de ângulos de ferramenta, fieira e PERC, utilizados neste trabalho, o comportamento das tensões residuais superficiais é sempre compressivo. Comparando-se as médias de tensões das quatro combinações de ângulos observa-se que há uma influência do ângulo de fieira nas tensões residuais superficiais após o processo de PERC. Pode-se mostrar este comportamento observando-se principalmente os resultados do ângulo de fieira de 15° nas médias de tensões residuais superficiais. Observa-se, para este ângulo, que os dois comportamentos médios de tensões residuais mais compressivos e menos compressivos ocorrem neste ângulo que serve como indicação deste efeito.

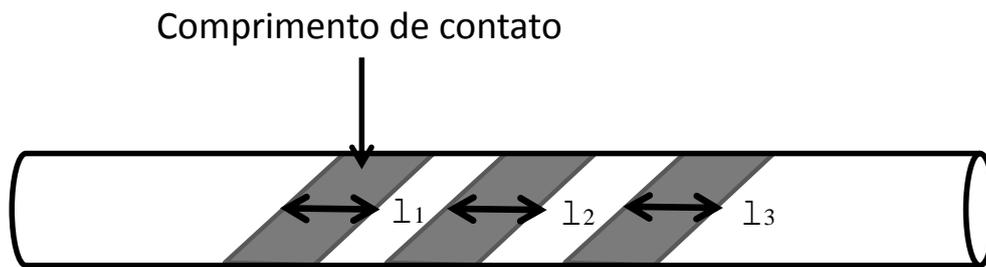


Figura 6-18 – Endireitamento e polimento por rolos cruzados. Adaptado de: (Yoshimura et. al., 2009)

Analisando-se o comportamento das tensões residuais superficiais e comparando-se com o ângulo de feira, etapa anterior do processo, observa-se que há diferenças maiores nas tensões residuais superficiais para o ângulo de 15°. De fato, há diferenças significativas de tensões residuais após o processo de trefilação. Estas diferenças não são superpostas no processo de PERC, mantendo-se mesmo após o processo de deformação superficial, PERC. Este comportamento é devido as deformações plásticas superficiais geradas no processo de PERC e sua interação com as tensões residuais da etapa anterior, trefilação. A partir do cálculo do fator Δ para os ângulos de feira de 15° e 20°, $\Delta_{15^\circ} = 3,6$ e $\Delta_{20^\circ} = 5,2$. A distribuição de deformações utilizando-se um ângulo de feira de 15° é mais homogênea comparando-se com o ângulo de 20°, (Basily e Sansome, 1976; Cristescu, 1980). A partir desta evidência, fica claro que a redistribuição de tensões residuais no processo de PERC depende do estado prévio e distribuição de tensões residuais.

Na figura 6-20 são apresentados os perfis de tensões residuais, como medidos, em uma amostra após o processo de PERC com ângulo de ferramenta de 16° em uma amostra previamente trefilada com ângulo de feira de 20°. Mediu-se as tensões nos sentidos longitudinal, radial e transversal utilizando-se a técnica de difração de nêutrons. Mediu-se iniciando-se no ângulo de periférico de 0° até o ângulo de 180°. Observa-se que as tensões residuais tendem a um comportamento compressivo na superfície do material, independente da direção onde foi analisada. As tensões residuais longitudinais e transversais apresentam uma mudança de comportamento em aproximadamente 1 mm da superfície da barra. Observando-se as tensões residuais longitudinais, nota-se que o comportamento muda novamente a 3 mm da superfície, tornando-se compressivas em profundidades maiores. Por outro lado, as tensões residuais transversais e radiais apresentam um comportamento trativo em profundidades maiores.

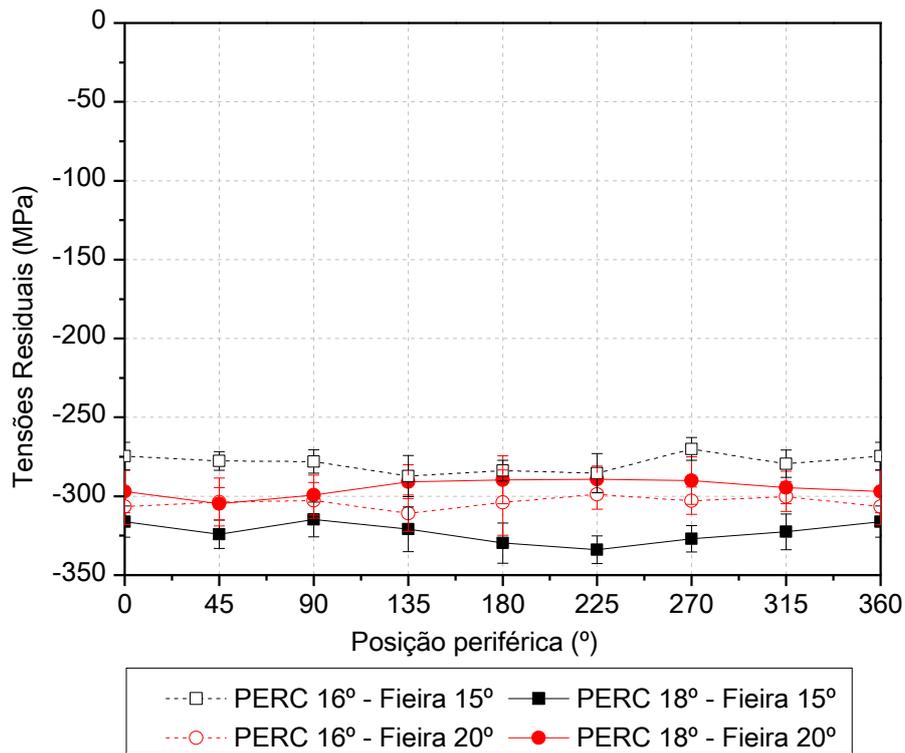


Figura 6-19 – Tensões residuais superficiais médias após a etapa de PERC, Corrida A.

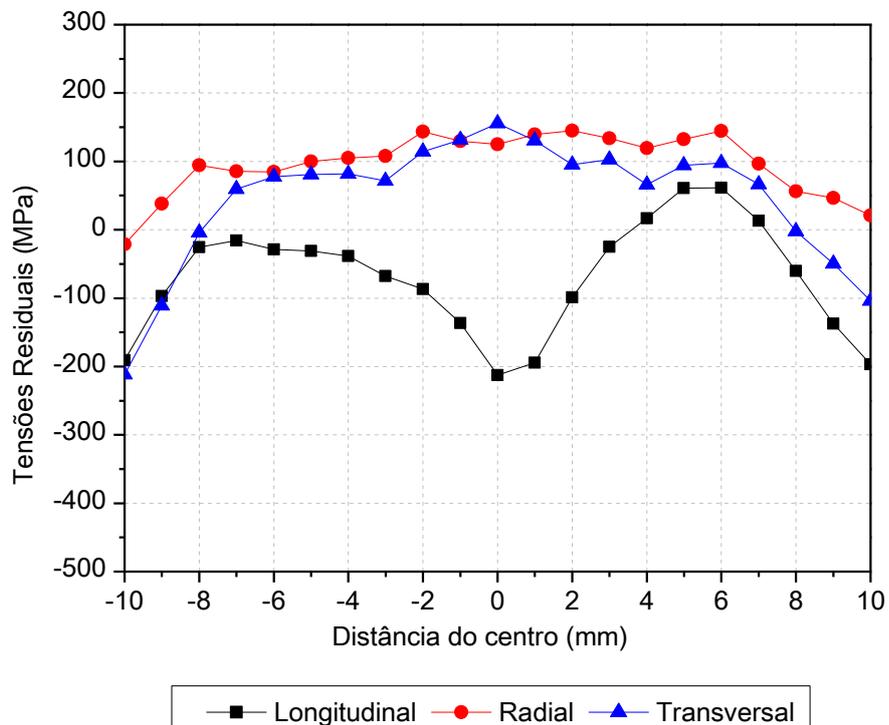


Figura 6-20 - Perfis de tensões residuais longitudinal, transversal e radial, parâmetros: PERC 16° - Fieira 20°, Corrida B.

A figura 6-21 mostra os perfis de tensões residuais longitudinal, transversal e radial, como medidos, para uma amostra após o processo de PERC 16° e ângulo de fieira de 15°, obtidos por difração de nêutrons. Observa-se que as tensões residuais longitudinais são menos compressivas na superfície, comparando-se com o ângulo de 20°, em regiões próximas ao núcleo do material as tensões residuais longitudinais são mais compressivas comparando-se com as tensões residuais longitudinais caracterizadas no ângulo de 20°. As tensões radiais apresentam um comportamento próximo de zero em regiões próximas a superfície da barra e tendem a valores trativos no núcleo do material. As tensões residuais transversais apresentam um comportamento compressivo na superfície do material e tendem a apresentar o mesmo comportamento das tensões radiais no núcleo do material. Observa-se que existe uma heterogeneidade de tensões residuais longitudinais, a posição de menor nível de tensões residuais é a uma distância de -1 mm do centro do material.

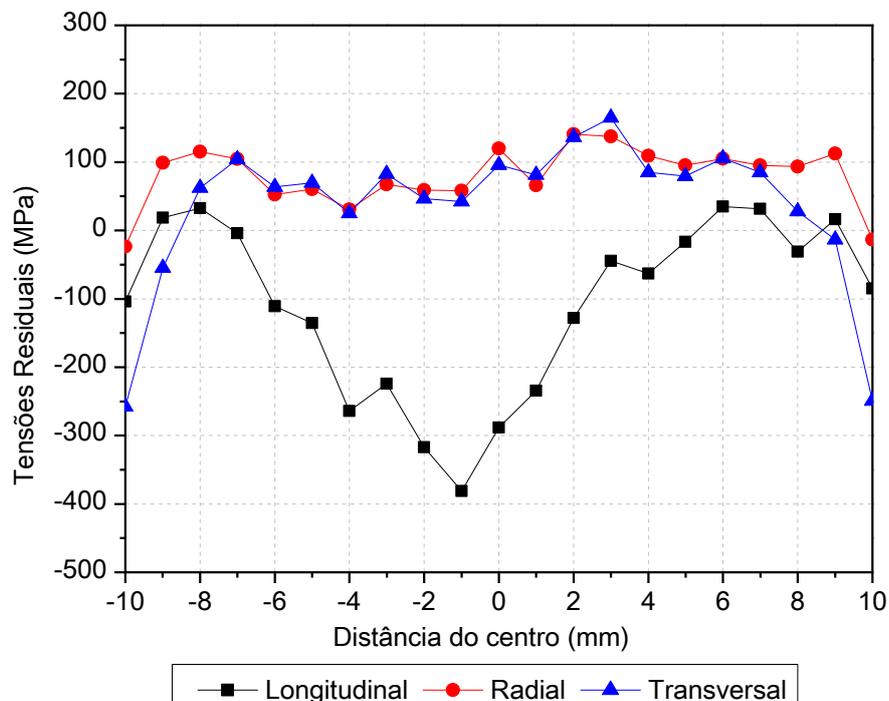


Figura 6-21 - Perfis de tensões residuais longitudinal, transversal e radial, parâmetros: PERC 16° - Fieira 15°, Corrida B.

Na figura 6-22 é apresentado o perfil de tensões residuais longitudinal para uma amostra após o processo de PERC com ângulo de 16° em uma barra previamente trefilada com ângulo de fieira de 20°. Neste gráfico são apresentadas linhas, pontilhadas, de comparação dos níveis de tensões residuais em duas posições simétricas na amostra. Observa-se que as tensões residuais em regiões próximas a superfície são homogêneas,

as linhas pontilhadas não apresentam uma inclinação significativa. Para regiões mais próximas ao núcleo do material, as tensões residuais apresentam diferenças significativas para as posições simétricas. Nota-se que a partir de 4 mm da superfície as tensões nas posições a direita do gráfico tem um comportamento mais trativo em relação as posições simétricas. Analisando-se o perfil de tensões longitudinais para uma amostra trefilada com ângulo de 20°, figura 6-10, observa-se uma mesma tendência neste comportamento, porém as tensões residuais são mais homogêneas em regiões próximas ao núcleo da barra. Assim, pode-se afirmar que após o processo de PERC há uma interação das tensões residuais prévias do material, tensões residuais geradas no processo de trefilação, esta redistribuição de tensões residuais que ocorre no processo de PERC não elimina as heterogeneidades do processo de trefilação, considerando-se a distribuição de tensões residuais longitudinais ao longo do perfil da barra.

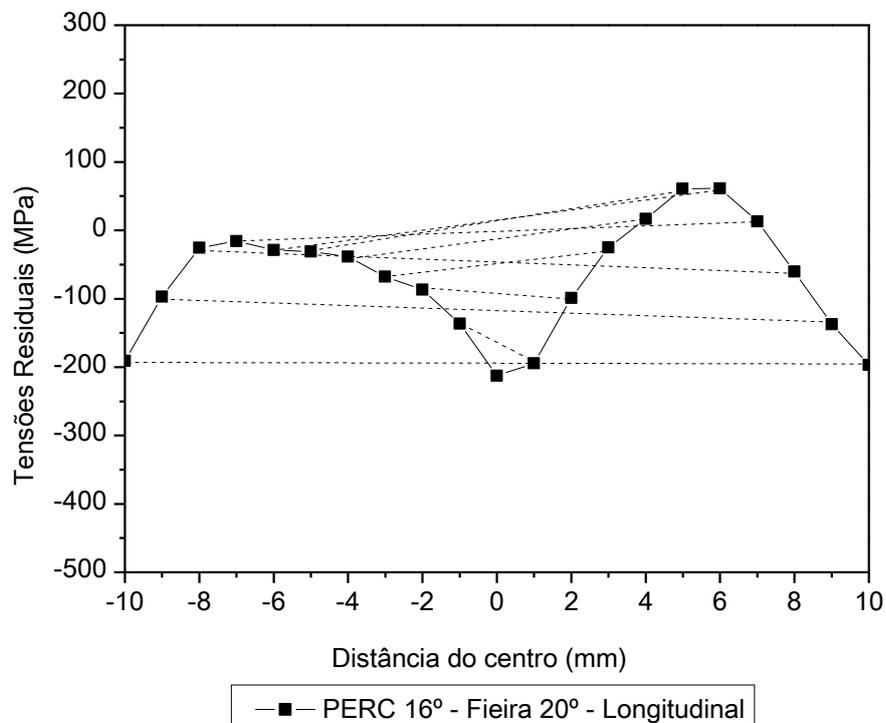


Figura 6-22 – Perfil de tensões residuais longitudinais para uma amostra após o processo de PERC com ângulo de 16° em uma amostra previamente trefilada com ângulo de 20°, corrida B.

Na figura 6-23 é apresentado o perfil de tensões residuais longitudinais para uma amostra após o processo de PERC com ângulo de 16° em uma barra previamente trefilada com ângulo de 15°. Observa-se o mesmo comportamento caracterizado utilizando-se um ângulo de fieira de 20°, as tensões em posições simétricas são mais homogêneas em regiões próximas a superfície e tornam-se mais heterogêneas em posições próximas ao núcleo do material.

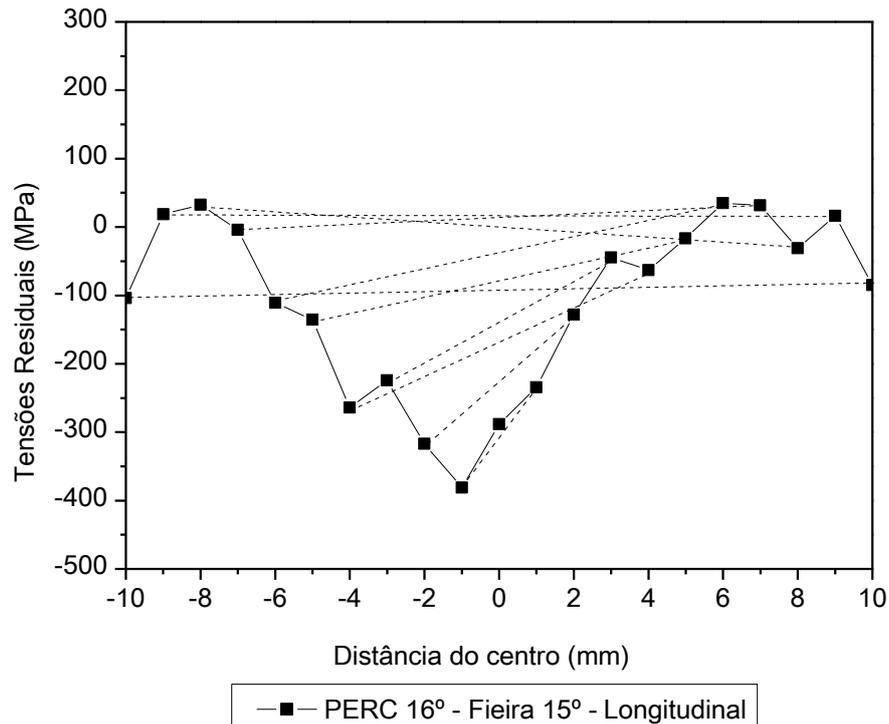


Figura 6-23 - Perfil de tensões residuais longitudinais para uma amostra após o processo de PERC com ângulo de 16° em uma amostra previamente trefilada com ângulo de 15°, corrida B.

A figura 6-24 mostra as coordenadas no plano X-Y dos pontos medidos ao longo dos 12 círculos medidos em uma amostra após o processo de PERC com ângulo de 16° em uma barra previamente trefilada com ângulo de 20°. Comparando-se o erro de forma mostrado para uma barra somente trefilada com ângulo de 20°, figura 6-12, com o erro de forma para a barra após o processo de PERC nota-se que nas mesmas posições periféricas onde houve uma mudança de forma no processo de trefilação ocorreram um aumento da ovalidade após o processo de PERC. Após o processo de PERC há um aumento do diâmetro da barra, e conseqüentemente um aumento dessas diferenças é esperado. Nota-se também que nas posições periféricas onde não ocorreu um desvio de forma em relação ao círculo ideal a circularidade manteve-se inalterada.

A figura 6-25 mostra as coordenadas X-Y de cada ponto medido ao longo dos 12 círculos avaliados em uma amostra com após o processo de PERC 16° de uma amostra previamente trefilada com ângulo de feira de 15°. Observa-se que o comportamento apresentado utilizando-se um ângulo de feira de 15° é muito semelhante ao comportamento apresentado pelo ângulo de feira de 20°, as diferenças em relação ao círculo ideal são intensificadas nas posições periféricas onde haviam sido caracterizadas diferenças após o processo de trefilação. Desta forma, fica evidente que o ângulo de feira é o principal responsável pela circularidade na trefilação combinada, o processo de

PERC exerce apenas o papel de endireitar e polir, assim, as deformações plásticas superficiais induzidas pelo PERC não são capazes de mudar a circularidade da barra.

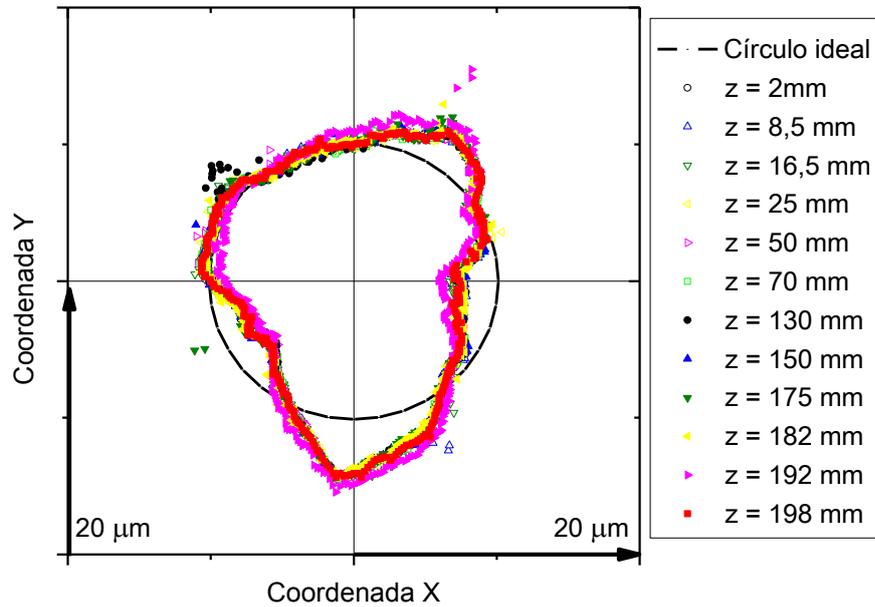


Figura 6-24 - Diagrama Polar, amostra trefilada após a última etapa do processo de trefilação combinada, parâmetros: ângulo de fiação de 20° e PERC 16°, corrida A.

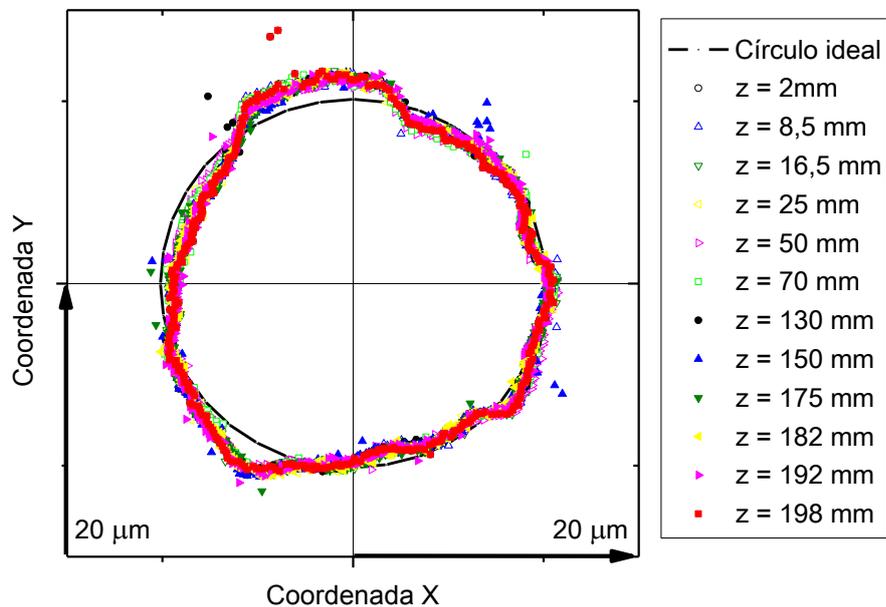


Figura 6-25 - Diagrama Polar, amostra trefilada após a última etapa do processo de trefilação combinada, parâmetros: ângulo de fiação de 15° e PERC 16°, corrida A.

6.2.2.6. Tratamentos térmicos

A partir da caracterização de tensões residuais após o processo de têmpera por indução, apresentados nas figuras 5-41 e 5-42. Pode-se afirmar que a geração de tensões residuais superficiais no processo de têmpera por indução está relacionada a expansão de volume na mudança de fases que ocorre no processo. Esta expansão de volume, em torno de 4,4 %, segundo Sinha, (1991), causa um alongamento da superfície do material, como resposta do componente haverá uma redistribuição de tensões residuais. Na figura 5-42 observa-se as tensões residuais superficiais após o processo de têmpera por indução, camada de 1,1 mm, comparando-se os níveis de tensões residuais com os níveis apresentados na camada de 0,63 mm, observa-se que a camada de 1,1 mm induz níveis de tensões residuais mais compressivos do que uma camada de 0,63 mm.

A figura 6-26 mostra as coordenadas no plano X-Y dos pontos que definem cada círculo medido ao longo dos 12 círculos em uma amostra após o processo de PERC com ângulo de 16° em uma barra previamente trefilada com ângulo de 20° , alívio de tensões a 600°C e camada de 1,1 mm após o processo de têmpera por indução.

A figura 6-27 mostra as coordenadas no plano X-Y dos pontos medidos ao longo dos 12 círculos em uma amostra após o processo de PERC com ângulo de 16° em uma barra previamente trefilada com ângulo de 15° , com alívio de tensões a 600°C e temperada por indução com uma camada de 1,1 mm. Os dados obtidos mostram uma maior dispersão dos pontos comparando-se os 12 círculos medidos utilizando-se um ângulo de PERC 16° em uma barra trefilada com ângulo de 20° , apresentados na figura 6-27. Entretanto, os desvios de forma apresentados após o processo de trefilação de 15° são menores que os apresentados pelo ângulo de 20° , considerando-se todas as etapas de processo analisadas.

Nota-se que a circularidade após o processo de trefilação tem uma influência em etapas posteriores do processo. A circularidade após o processo de trefilação com ângulo de fieira de 15° apresenta menores diferenças em relação ao círculo ideal comparando-se com o ângulo de fieira de 20° . Essas diferenças são acrescidas conforme o processamento das barras na rota de fabricação. Comparando-se o desvio em relação ao círculo ideal, para as amostras após o processo de trefilação, nota-se que, em etapas subsequentes, estas diferenças tendem a aumentar na mesma posição simétrica. Como a geometria das distorções apresentadas nos dois ângulos de fieira foi diferente, pode-se descartar este efeito como sendo proveniente do erro de forma do fio-máquina, pois nos dois ângulos utilizou-se a mesma bobina de fio-máquina. A partir deste fato, fica claro que o controle da ferramenta de trefilação, em especial, a circularidade exerce uma alta

influência no aspecto dimensional e nas distorções de forma em etapas subsequentes do processo. Este “potencial de distorção” pode ser controlado no momento da confecção da ferramenta de trefilação, utilizando-se um controle dimensional mais rígido.

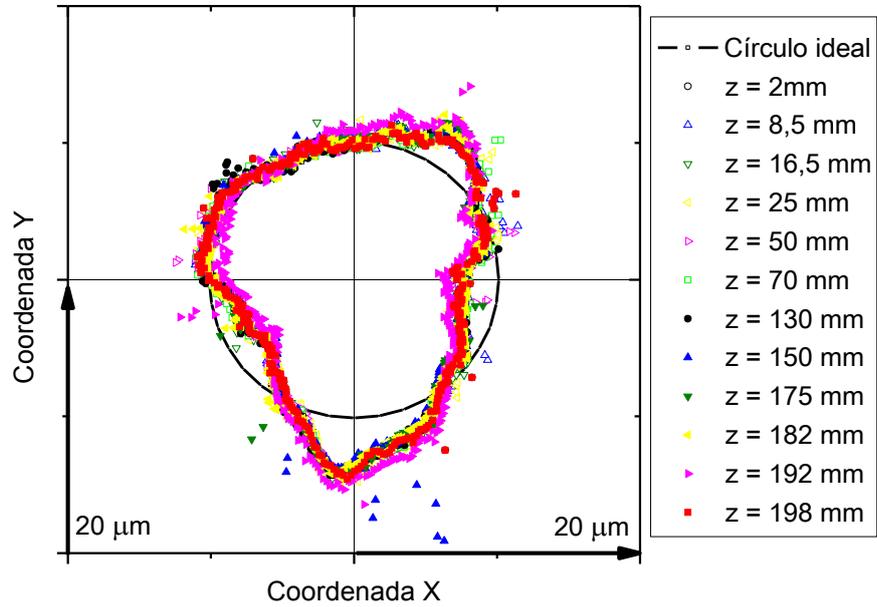


Figura 6-26 - Diagrama Polar, amostra trefilada após a Têmpera por indução, parâmetros de processo: camada 1,1 mm, alívio de tensões 600°C, ângulo de fieira de 20° e PERC 16°, corrida A.

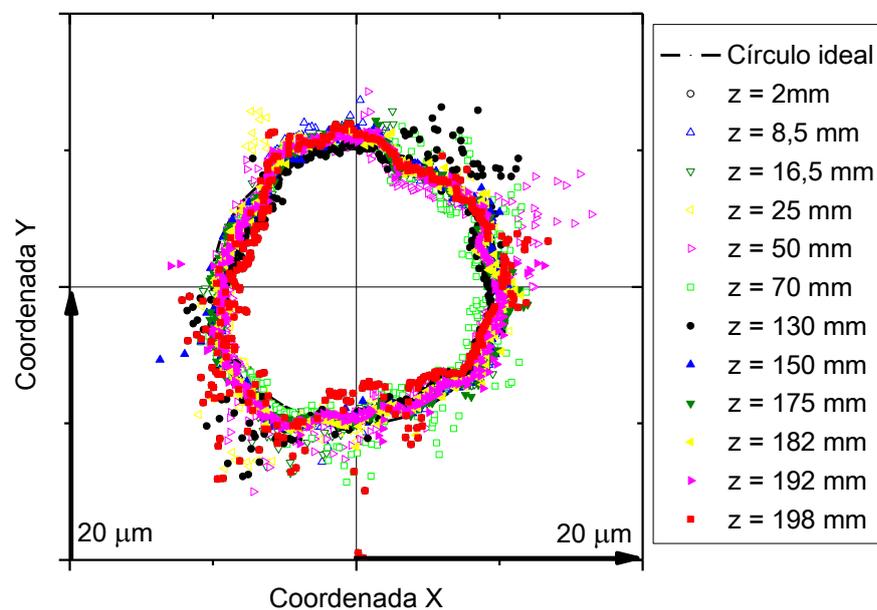


Figura 6-27 – Diagrama Polar, amostra trefilada após a Têmpera por indução, parâmetros de processo: camada 1,1mm, alívio de tensões 600°C, ângulo de fieira de 15° e PERC 16°, corrida A.

6.2.2.7. Conclusões parciais

A partir da análise de tensões residuais pode-se concluir:

- As tensões residuais superficiais, caracterizadas no processo de trefilação combinada, apresentam comportamentos e distribuições bem características para cada etapa do processo, sendo:
 - Pré-endireitamento – tensões residuais trativas ou compressivas que dependem da posição periférica do fio-máquina e sua magnitude depende do grau de distorção prévio ao processo. Caracterizou-se os menores níveis de tensões residuais nas posições periféricas de 90° e 270°, referente as posições onde há maior deformação.
 - Jateamento – tensões residuais compressivas na superfície e em profundidades maiores que 1 mm as tensões residuais tendem a níveis próximos ao fio-máquina pré-endireitado. Em profundidades após 2 mm as tensões residuais apresentam distribuições em torno das posições periféricas que são similares as apresentadas no fio-máquina após o processo de pré-endireitamento.
 - A trefilação gera tensões residuais trativas na barra trefilada e os níveis dependem do ângulo de fieira. Os perfis de tensões residuais são heterogêneos ao longo das posições periféricas analisadas.
 - O processo de PERC gera tensões residuais superficiais compressivas. As tensões residuais superficiais após o processo de PERC apresentam comportamento harmônico e a amplitude desta distribuição de tensões residuais depende do ângulo dos rolos, bem como, da geometria dos rolos de PERC, ou seja, da área de contato entre os rolos e a barra que é endireitada.
 - A análise estatística dos campos de tensões residuais superficiais mostrou um efeito harmônico na distribuição de tensões após o processo de PERC, este efeito está relacionado ao movimento de rotação dos rolos de PERC em função do avanço da barra.
- Nos processos estudados, para se obter uma caracterização adequada das tensões residuais superficiais são necessárias medições em diversos pontos. Principalmente em função da posição periférica da barra, pois foram caracterizadas diferenças significativas em diferentes posições periféricas de uma barra.

- Há uma relaxação de tensões residuais na extremidade da barra, 20,25 mm, cortada até uma distância superficial de 25 mm na superfície e 10 mm no núcleo da barra.
- A caracterização de tensões residuais utilizando a técnica de difração de nêutrons apresentou resultados coerentes e também foram obtidos perfis de tensões residuais para todas as etapas do processo de trefilação combinada estudados.
 - Os perfis de tensões residuais apresentaram diferenças significativas na comparação de duas posições simétricas da amostra. Estas diferenças estão relacionadas aos efeitos de relaxação de tensões e redistribuição devido a distorções. Ficou evidente que a posição simétrica do fio-máquina que apresenta um maior nível de tensões residuais apresenta este comportamento em etapas subsequentes de processamento do material.
- As tensões residuais na Cementita, caracterizadas utilizando-se a técnica de difração de radiação síncrotron, apresentaram valores elevados para a etapa de trefilação, e mudam de comportamento e níveis na etapa de PERC em função do ângulo utilizado.
- O processo de PERC causa uma redistribuição de tensões residuais em todo perfil da barra, mas não superpõem totalmente as heterogeneidades impostas em etapas anteriores. “efeito de memória de tensões residuais”.
- O ângulo de fieira atua na redistribuição de tensões residuais geradas após o processo de endireitamento e consequente jateamento, conforme o ângulo utilizado esta redistribuição pode ir até o núcleo do material.
- Em cada etapa de processamento do material as tensões residuais na Cementita mudam os níveis e comportamento, para os ângulos de ferramenta estudados, e isto independe das tensões residuais da Ferrita. As tensões residuais na Cementita podem atingir valores extremamente elevados e isto depende da quantidade de deformação imposta no material e a direção da deformação.
- As tensões residuais na Cementita apresentam um comportamento e níveis diferentes em cada etapa do processo, e estas tensões residuais exercem uma influência no nível das macrotensões residuais no material.
- As heterogeneidades de tensões residuais, que podem chegar até o núcleo do material, são as principais causas das distorções após o processo de

têmpera por indução somada as heterogeneidades na microestrutura do material.

- Os perfis de tensões residuais medidos por difração de nêutrons mostraram-se heterogêneos em relação aos níveis e distribuição ao longo de cada barra ensaiada, independente da etapa de processamento do material.
- Após o processo de têmpera por indução as tensões residuais apresentam um comportamento compressivo e homogêneo ao longo das posições periféricas do material. Por isso, pode-se concluir que durante o tratamento térmico de têmpera por indução houve uma redistribuição e relaxação de tensões residuais que agem como força motriz para a distorção.

6.2.3. Geometria do componente

A geometria do componente estudado, cilindro, não teria influência nas distorções de forma caso a sua circularidade fosse perfeita e o material tivesse uma distribuição homogênea de tensões residuais. Porém, no trabalho realizado notam-se algumas diferenças significativas de circularidade e na distribuição de tensões residuais.

A evolução das mudanças de circularidade durante os processos de trefilação de 20°, PERC 16° e têmpera por indução com camada de 1,1 mm são mostradas na seção 6.2.3. Uma sequência da evolução das mudanças de circularidade para o ângulo de fieira de 20° é mostrado na figura 6-12, para o processo de PERC é mostrado na figura 6-24 e para a têmpera por indução é mostrado na figura 6-26. A partir dos resultados obtidos nestas figuras calculou-se a transformada rápida de Fourier (FFT), utilizando-se o software Excel®. Na figura 6-28 é mostrada a análise de Fourier dos processos de trefilação com ângulo de fieira de 20°, PERC 16° e têmpera por indução com camada de 1,1 mm. Observa-se que os coeficientes de ordem 2 e ordem 3 têm uma maior amplitude comprando-se com os coeficientes de maior ordem. Segundo Frerichs et al., (2006) e Surm et al., (2012) os coeficientes de Fourier de segunda ordem descrevem a ovalidade do círculo e os de terceira ordem descrevem a triangularidade e assim sucessivamente. Assim, observando-se as figuras 6-12, 6-24 e 6-26 nota-se que as barras apresentam uma ovalidade acentuada. Observa-se também que as barras apresentam uma triangularidade maior no final do processo, após etapa de PERC e Têmpera por indução e este comportamento fica claro analisando-se os coeficientes de Fourier de terceira ordem, assim como a análise dimensional.

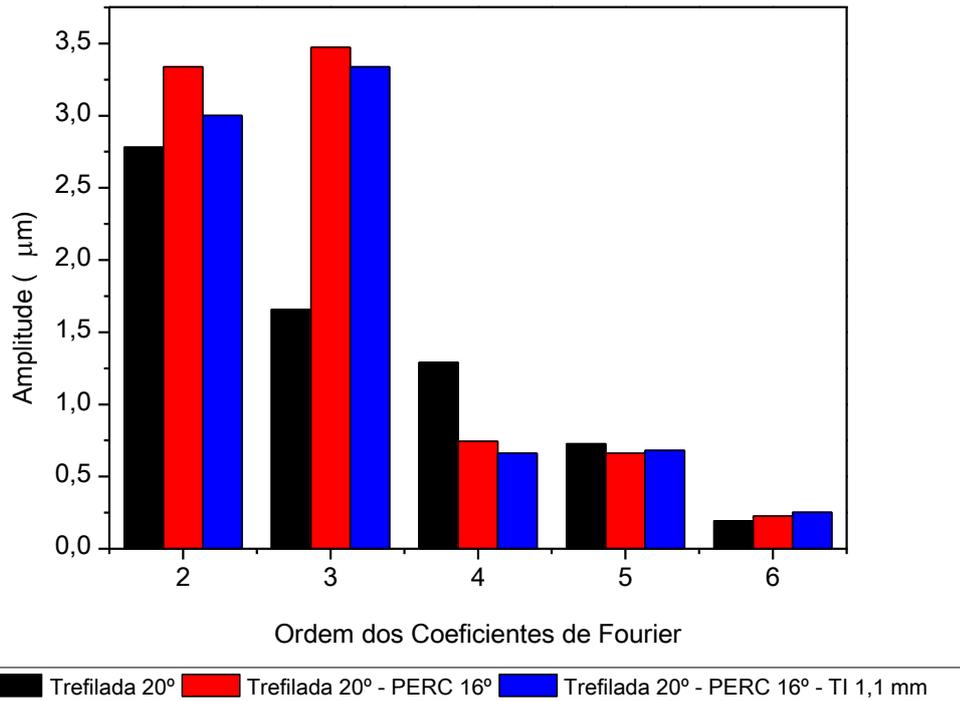


Figura 6-28 – Transformada de Fourier dos dados obtidos na análise dimensional para amostras trefiladas com ângulo de fieira de 20° e etapas posteriores.

A evolução das mudanças de forma durante os processos de trefilação de 15°, PERC 16° e têmpera por indução com camada de 1,1 mm é mostrada na seção e 6.2.3. Uma sequência da evolução das mudanças de circularidade para o ângulo de fieira de 15° é mostrado na figura 6-13, para o processo de PERC é mostrado na figura 6-25 e para a têmpera por indução é mostrado na figura 6-27. Analisando-se os coeficientes de Fourier obtidos a partir dos dados experimentais observa-se que os coeficientes de Fourier de segunda e terceira ordem apresentam uma amplitude menor se comparados aos apresentados pelos coeficientes calculados para o ângulo de fieira de 20°. Observando-se os dados experimentais das figuras 6-13, 6-25 e 6-27 nota-se que a ovalidade e a triangularidade é menor do que a apresentada pelo ângulo de fieira de 20°.

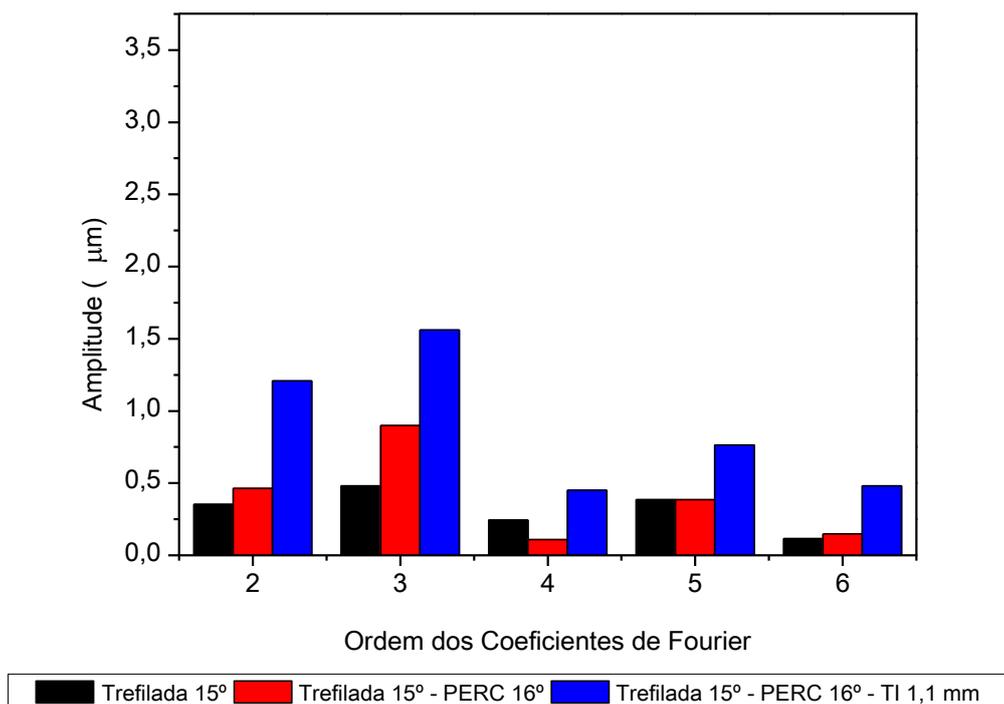


Figura 6-29 - Transformada de Fourier dos dados obtidos na análise dimensional para amostras trefiladas com ângulo de fieira de 15° e etapas posteriores.

A partir dos resultados obtidos na análise dimensional, variação de diâmetro da barra após os processos de trefilação, alívio de tensões e têmpera por indução, resultados mostrados nas figuras 5-55 e 5-56. Observa-se que após o processo de trefilação e têmpera por indução o diâmetro médio da barra é maior comparando-se com os resultados obtidos após o alívio de tensões. Para o processo de trefilação, este comportamento está associado ao nível de tensões residuais no material, pois o processo de trefilação gera níveis significativos de tensões residuais trativas na superfície do material, o que gera uma resposta elástica do material em relação à deformação plástica não uniforme no processo de trefilação. Após o tratamento de alívio de tensões, a relaxação de tensões residuais causa uma diminuição do diâmetro da barra, pois a relaxação e redistribuição de tensões residuais superficiais, e no núcleo do material, ocasiona uma mudança dimensional.

No processo de têmpera por indução novamente há um aumento de diâmetro no material, mas neste processo o aumento de diâmetro está relacionado à mudança de fase no material. Antes do tratamento térmico de têmpera o material apresenta uma microestrutura composta tipicamente por Perlita e Ferrita, na transformação de fases ocorrida no tratamento térmico há um aumento de volume pela formação de Martensita na superfície do material e conseqüentemente haverá este aumento de diâmetro.

A evolução da variação do diâmetro das barras após o processo de PERC, alívio de tensões e têmpera por indução são mostrados nas figuras 5-60, 5-61, 5-62 e 5-63. Observa-se que após o processo de alívio de tensões há uma diminuição do diâmetro médio, independente do ângulo de feira utilizado. Esta primeira mudança de diâmetro está relacionada à relaxação das tensões residuais geradas no processo anterior, trefilação. O alto nível de tensões residuais trativas na superfície da barra trefilada causa esta mudança de diâmetro, que após o processo de alívio de tensões é alterado para o diâmetro “real” da barra. Observa-se também que após o processo de têmpera por indução há novamente um incremento no diâmetro da barra. Este segundo aumento de diâmetro está relacionado a mudança de fases no material, Perlíta e Ferríta na matéria-prima são transformadas para Austenita durante o aquecimento e posteriormente Martensita após o resfriamento. Nota-se também que independentemente dos parâmetros de processo que foram avaliados neste trabalho, há uma redução no diâmetro após o tratamento térmico de alívio de tensões e há um acréscimo de diâmetro após a têmpera por indução.

Na figura 6-30 são apresentados os valores médios de diâmetro para cada etapa do processo analisado. Observa-se que há um aumento do diâmetro após o processo de trefilação. Este aumento de diâmetro da barra está relacionado a redistribuição de tensões residuais durante o processo de PERC, como discutiu-se até agora, o processo de trefilação induz tensões residuais trativas na superfície da barra, e este comportamento de tensões residuais é alterado após o processo de PERC, tornando-se compressivo na superfície. A redistribuição de tensões residuais causa este aumento no diâmetro do material. Comparando-se o aumento de diâmetro após o processo de têmpera por indução, nota-se que também há um aumento de diâmetro, porém a magnitude deste aumento é muito menor comparando-se com a etapa anterior, trefilação → PERC. Conseqüentemente, este segundo aumento médio de diâmetro da barra está relacionado à mudança de Austenita para Martensita na superfície da barra. Esta mudança de fase envolve também um aumento do volume, e conseqüentemente há esta mudança no diâmetro médio do material. Observa-se que a maior contribuição para mudanças de volume no material está relacionada à relaxação de tensões residuais após o processo de PERC.

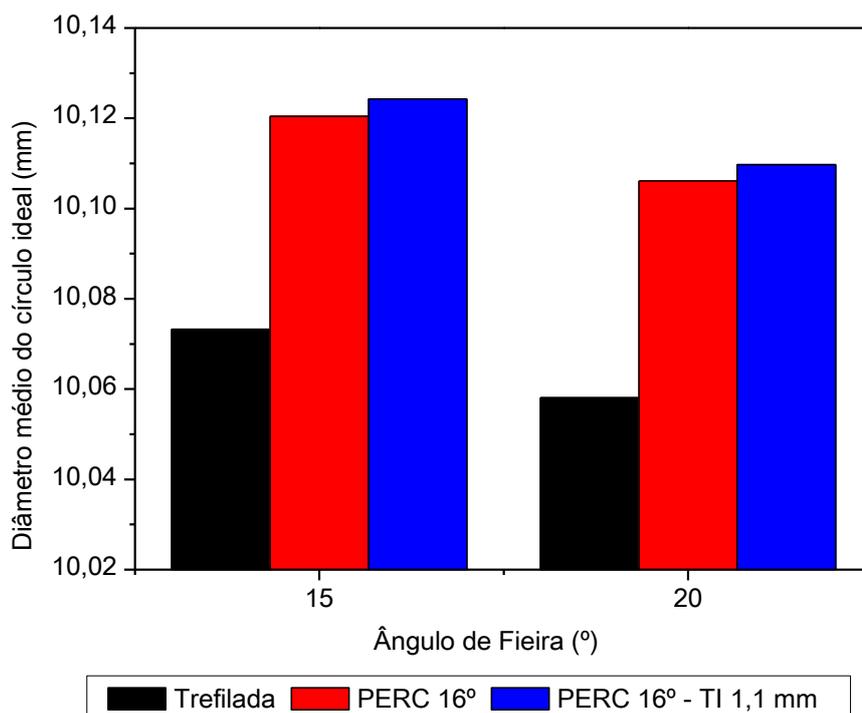


Figura 6-30 – Médias dos círculos ideais medidos para os processos de trefilação, PERC e têmpera por indução.

6.2.3.1. Conclusões parciais – geometria do componente

Conforme mostrado e discutido, os parâmetros de processo tem uma forte influência na quantidade de distorção após os processos de fabricação estudados. Notam-se diferenças significativas na geometria do componente (circularidade) após o processo de trefilação, conforme há variação da ferramenta (fieira). Na análise por transformada rápida de Fourier ficam evidentes estas diferenças a partir das diferentes amplitudes dos coeficientes de Fourier apresentadas em cada ângulo de fieira. Conforme discutido na seção 6.2.2.6, as diferenças de forma em relação ao círculo ideal aumentam conforme as etapas de processamento de material são realizadas. Estas diferenças são um “potencial de distorção” e dependem da ferramenta (fieira) utilizada.

- As maiores diferenças nas mudanças de diâmetro na rota estudada estão relacionadas à relaxação de tensões residuais e não a transformações de fase.
- A circularidade da fieira exerce uma influência significativa na forma da barra e independente da etapa posterior a trefilação essa circularidade tende a aumentar a diferença em relação ao círculo ideal.
- Não foram caracterizadas direções preferencias para a distorção das barras.

- Mesmo após a deformação plástica superficial imposta pelo processo de PERC há um aumento do diâmetro da barra, este aumento de diâmetro está relacionado à redistribuição de tensões residuais.
- A distorção das barras após o processo de trefilação depende do ângulo de fieira, o ângulo de 20° mostrou uma média de distorção menor comparando-se com o ângulo de 15°. Entretanto, em etapas subsequentes de processamento as barras processadas com ângulo de fieira de 15° apresentaram melhor comportamento. Este comportamento está relacionado a maior penetração de deformações e consequente redistribuição de tensões residuais causada pelo ângulo de fieira de 15°.
- A distorção média das barras após o processo de PERC é influenciada pelo ângulo de fieira, etapa anterior do processo, o ângulo de fieira de 15° apresentou uma distorção menor comparando-se com o ângulo de 20° independente do ângulo de PERC utilizado.

6.3. Análise estatística

A partir dos resultados obtidos nas análises estatísticas, observa-se que esta análise confirma os resultados e dão suporte para as outras análises realizadas. Notou-se uma concordância dos resultados e análises obtidos nos demais ensaios.

Por outro lado, apesar da análise estatística ter dado valores coerentes com os dados obtidos nos demais ensaios, há algumas limitações nessa análise, pois um número de três amostras, por conjunto de parâmetros analisados, é considerado limitado, frente ao problema proposto. Apesar disso, alcançou-se uma boa significância estatística nos resultados obtidos.

Nas barras somente trefiladas sem o processo de PERC, observou-se uma alta dispersão nos valores da distorção após o processo de trefilação, bem como, após os processos de tratamento térmico. Desta forma, fica claro, a importância do processo de PERC na rota de processamento estudada em laboratório. Porém, em rotas industriais utiliza-se o processo de PERC após diversas etapas de processamento de materiais com geometria cilíndrica, em especial, após processos de deformação plástica. Neste trabalho, ficou claro que o controle dos parâmetros de processo e a utilização de ferramentas estatísticas podem auxiliar na minimização de distorções nos tratamentos térmicos.

- A partir dos dados obtidos no DoE e a comparação com os demais ensaios pode-se concluir que a análise estatística é coerente com os demais ensaios.

- Os fatores corrida e ângulo de fieira são os mais significativos na variável resposta analisada: distorção.
- A análise com interações de primeira ordem não são efetivas na análise de uma rota de fabricação onde a variável resposta é a distorção. Desta forma, fica evidente que há um acúmulo de “potenciais de distorção” em cada etapa de processamento do material.

6.4.Efeitos dos “potenciais de distorção” nas mudanças de forma

Segundo Kohlhoff et al., (2012) a partir da plotagem das coordenadas X-Y dos vetores distorção é possível obter uma visão dos efeitos dos parâmetros do processo em relação a distorção. Por isso, a variação dimensional das amostras após os processos de PERC, alívio de tensões e têmpera por indução são mostrados na figura 6-31. Nota-se que os processos onde há alívio de tensões há uma considerável diminuição da distorção, por outro lado, as amostras que foram diretamente temperadas por indução observa-se que a distorção foi maior. No processo de alívio de tensões há um gradativo aumento da temperatura, diferentemente do processo de têmpera por indução onde há um brusco aumento de temperatura. Assim, no processo de alívio de tensões o material sofre mecanismos de relaxação termicamente ativados, como o processo é executado em um tempo relativamente grande, existe a possibilidade de liberação das tensões residuais e rearranjo das discordâncias de forma que as tensões residuais são diminuídas e não há distorção efetiva durante o processo de alívio de tensões.

Na tabela 10 é mostrada uma visão geral dos “potenciais de distorção” de cada etapa do processo de manufatura. As distribuições das segregações identificadas como uns dos principais causadores das distorções são gerados no processo de lingotamento contínuo, por isso, identificou-se a composição química e microestrutura do material no processo de lingotamento contínuo como sendo um aumento do potencial de distorção. A geometria do fio-máquina é, também, um “potencial de distorção” identificado na rota de fabricação.

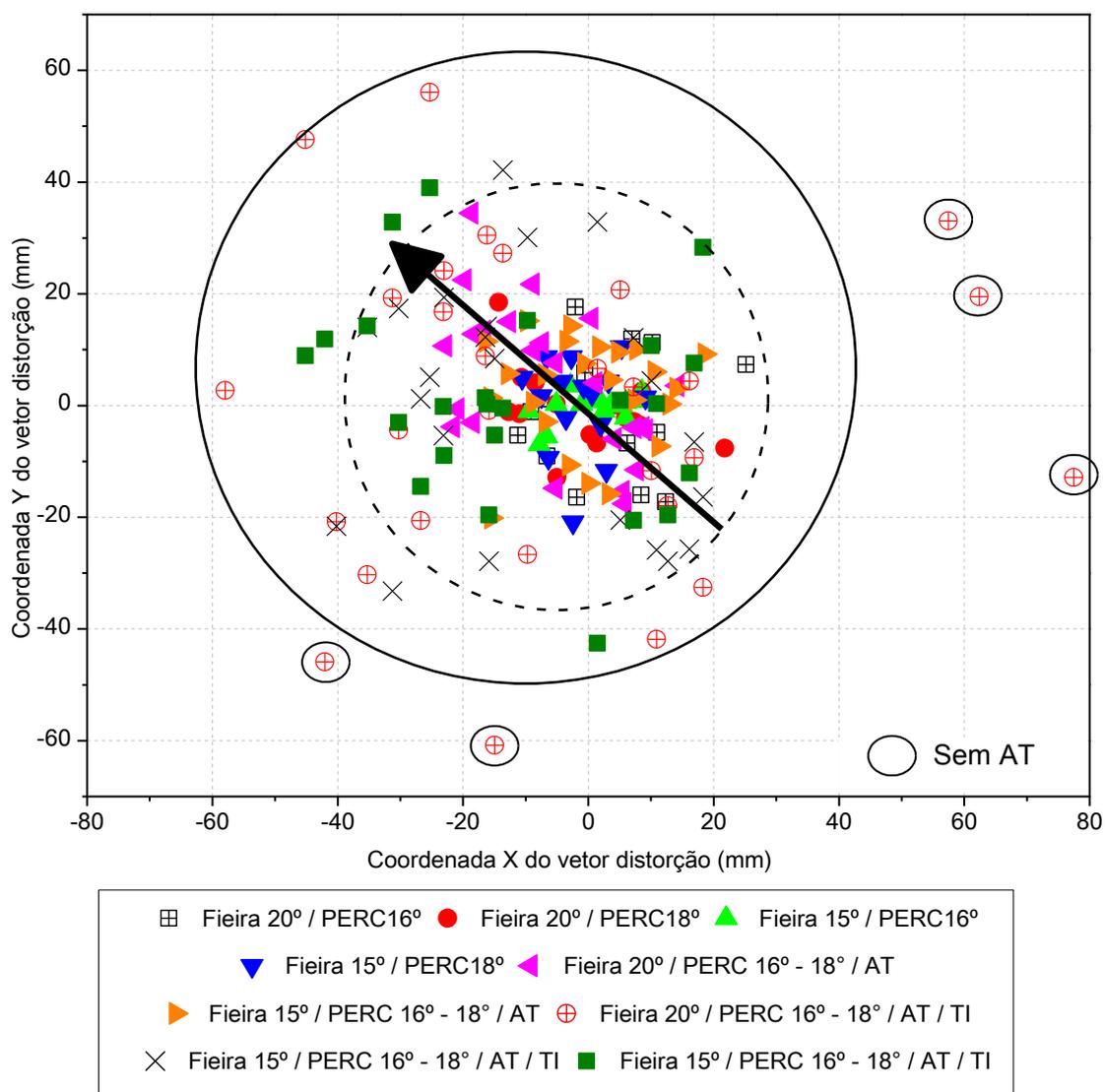


Figura 6-31 – Variação de distorção nas etapas de fabricação estudadas, AT = Alívio de tensões, TI = Têmpera por indução.

Tabela 10 – Identificação dos “potenciais de distorção” nas diversas etapas do processo de manufatura:

Etapa do processo de manufatura	“Potencial de distorção”			
	Geometria	Composição química / microestrutura	Tensões residuais	Histórico mecânico
Lingotamento contínuo (tarugo)	NI	+	NI	NI
Laminação (Fio-máquina)	+	NI	+	NI
Pré-endireitamento	+	NI	+	+
Jateamento	NI	NI	-	NI
Trefilação	+	NI	+	+
PERC	+	NI	+	+
Alívio de tensões	+	+	-	-
Têmpera por indução	+	+	+	+

Legenda: NI – não identificado; + aumento do “potencial de distorção”, - diminuição do “potencial de distorção”.

6.4.1. Conclusões parciais - efeitos dos “potenciais de distorção” nas mudanças de forma

Conforme discutido, notou-se que algumas etapas do processo elevam o “potencial de distorção” das barras ao longo do processo. O fio-máquina é um portador de “potencial de distorção” devido sua geometria e também pelos níveis de deformações plásticas não uniformes necessários para que haja um mínimo de endireitamento antes do processo de trefilação. O processo de jateamento pode ser definido como o primeiro “potencial de compensação”, pois neste processo são geradas tensões residuais de forma homogênea em toda periferia do fio-máquina. O tratamento térmico de alívio de tensões também minimizou as distorções após o processo de têmpera por indução. As amostras que foram submetidas ao alívio de tensões apresentaram, após o processo de têmpera por indução, menores distorções comparando-se com as barras não submetidas ao alívio de tensões.

6.5. Processo de manufatura – efeitos dos parâmetros de processo

Existem algumas dificuldades nas medições de tensões residuais em aços médio carbono, Atienza et al., (2008), utilizando-se os métodos de difração, devido à fase Fe_3C presente, por exemplo, nos aços médio Carbono. O fio máquina pré-endireitado contém significativos níveis de tensões residuais longitudinais, o que equivale a um estado de tensões de flexão antes da operação de trefilação. Conforme mostrado nos resultados, os estados de tensões residuais gerados no processo de pré-endireitamento impõe no material um alto “potencial de distorção”. A distribuição de tensões residuais heterogêneas geradas no processo de pré-endireitamento são mantidas ao longo do processo. Neste trabalho, não estudou-se os efeitos das posições dos rolos nas distribuições de tensões residuais e retinidade do fio-máquina após este processo. No entanto, fica claro que o processo de pré-endireitamento necessita atenção e são necessários estudos para a determinação das melhores condições de posicionamento dos rolos.

O processo de jateamento mostrou-se homogêneo em relação as distribuições de tensões residuais no material. Esperava-se que as altas deformações plásticas superficiais impostas pelo processo causassem uma eliminação dos perfis de tensões residuais heterogêneos após o processo de pré-endireitamento. Entretanto, os perfis de tensões residuais heterogêneas penetraram para camadas mais internas do material, conforme mostrado na figura 5-21. Esta redistribuição de tensões residuais para

profundidades maiores confirma o “potencial de distorção” gerado no processo de pré-endireitamento.

Iniciando-se com uma barra com altas tensões residuais compressivas na superfície, o processo de trefilação causa alterações nesses estados para altas tensões de tração junto à superfície e níveis elevados de tensões residuais compressivas são gerados no centro da barra trefilada (como esperado). Conforme mostrado, o ângulo de fieira e conseqüentemente o fator Δ causa diferentes redistribuições de tensões no material, e por isso, o “potencial de distorção” pode ser aumentado ou diminuído, conforme o ângulo e geometria da fieira utilizado. A melhor forma de minimizar os efeitos do pré-endireitamento é utilizar ângulos de ferramenta onde haja maior penetração possível das deformações impostas.

O polimento e endireitamento por rolos cruzados (PERC) ocasiona uma redistribuição do estado de tensões residuais para valores mais baixos na superfície, mudando o comportamento para compressivo. Conforme mostrado nos resultados obtidos, os estados de tensões residuais gerados no processo de PERC dependem do ângulo utilizado e dos estados de tensões prévios no material.

Depois de um alívio de tensões de 600°C as tensões residuais se aproximam de zero. A têmpera por indução causou uma redistribuição de tensões residuais, formando-se altos níveis de tensões residuais compressivas na camada superficial e uma camada de tensões residuais trativas abaixo da camada endurecida por indução.

Na figura 6-32 são apresentadas as máximas diferenças das tensões residuais superficiais longitudinais e transversais em função de cada etapa do processo de trefilação combinada e também em relação aos parâmetros de processo estudados. No processo de trefilação com ângulo de 20° nota-se diferenças significativas nas tensões residuais no sentido longitudinal comparando-se com o sentido transversal. Esta diferença de tensões é um alto “potencial de distorção” na etapa de trefilação. No processo de PERC as diferenças são menores utilizando-se um ângulo de 18° comparando-se com o ângulo de 16°. No processo de PERC fica evidente a interação das tensões residuais geradas em etapas anteriores (trefilação) com as máximas diferenças após a etapa de PERC. Desta forma, fica evidente a importância da melhoria em todas etapas do processo, pois há uma interação dos parâmetros de processo da geração dos potenciais de distorção.

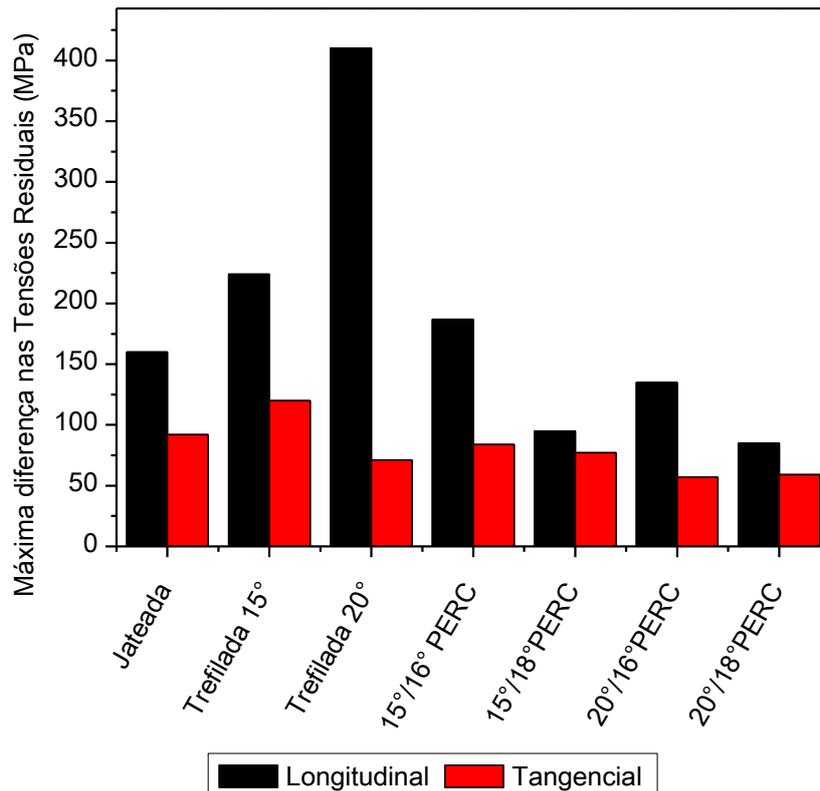


Figura 6-32 – Máximas diferenças de tensões residuais superficiais longitudinais e transversais em função das etapas e parâmetros de processo de trefilação combinada.

6.5.1. Conclusões parciais - processo de manufatura – efeitos dos parâmetros de processo

A partir da análise dimensional, tensões residuais e demais propriedades estudadas fica evidente a contribuição de cada etapa do processo na geração e redistribuição de tensões residuais, bem como, nas diferenças de distorção em cada etapa do processo. Observam-se os efeitos da mudança de parâmetros do processo, tais como, ângulo de fieira e de PERC, e a sua relação com a variável resposta estudada neste trabalho: distorção. Fica claro que os parâmetros de processo exercem um papel fundamental na qualidade do produto final. A análise destes parâmetros em relação a distorção em cada etapa do processo, e conseqüentemente em relação as distorções após o tratamento térmico, podem proporcionar o controle do processo em relação as distorções de forma em tratamentos térmicos. Desta forma, pode-se concluir que:

- O ângulo de fieira exerce um papel fundamental no processo tendo uma influência nas distorções após o tratamento térmico de têmpera por indução.
- No processo estudado, para espessuras de camadas temperadas menores, a distribuição de segregações não teve uma alta influência no

comportamento do material, em relação a distorções de forma, na têmpera por indução.

- No processo estudado necessita de uma melhoria do ferramental, ângulo de fieira e geometria. Para isto, pode-se utilizar o método de elementos finitos para o estudo de uma geometria de fieira ideal, onde poderão ser determinados os ângulos e comprimentos de cada parte da fieira.
- Os resultados obtidos na análise estatística mostram-se consistentes e semelhantes aos obtidos a partir da análise dos demais parâmetros e propriedades do material.
- O melhor conjunto de parâmetros investigado que minimizam as distorções são: Fieira 15°, PERC 16°, alívio de tensões 600°C e camada temperada de 0,63 mm. Esta condição de processamento causou, nas amostras de 200 mm investigadas, uma distorção média de 10 μm .

6.6. Recomendações tecnológicas para controle de distorções em rotas de fabricação envolvendo o processo de trefilação e têmpera por indução

A partir dos resultados obtidos nas diversas análises realizadas neste trabalho, pode-se sugerir alguns cuidados em rotas de processamento envolvendo os processos de fabricação estudados, neste trabalho.

A geometria do fio-máquina é um padrão siderúrgico e neste trabalho mostrou-se que esta geometria é um alto “potencial de distorção” devido aos fatores já discutidos. Por isso, como é inviável a alteração da geometria da bobina do fio-máquina, recomenda-se o cuidado na circularidade do fio-máquina, pois sabe-se que uma ovalidade acentuada, causa diferentes esforços no ferramental (fieira) e como consequência há geração de perfis heterogêneos de tensões residuais. Também é necessário um controle dimensional da ferramenta de trefilação (fieira), a circularidade da fieira mostrou-se ser a responsável pelos desvios mais acentuados na circularidade da barra trefilada, bem como, em etapas subsequentes de processo ficou provado que estas diferenças, em relação ao círculo ideal, são acentuadas.

Os estados de tensões residuais após o processo de pré-endireitamento não são eliminados nos processos de trefilação, pelo menos nos ângulos que se estudou neste trabalho. Por isso, há uma necessidade de melhoria nas dimensões e geometria da fieira.

A posição dos rolos de pré-endireitamento precisam ser mais bem entendidas e estudadas.

No processo de trefilação, fica claro que a geometria de fieira utilizada neste trabalho não apresenta um ângulo ótimo em relação à geração e redistribuição de tensões residuais. Acredita-se, que muito pode ser melhorado em uma rota de fabricação se houver um estudo de uma geometria ideal de ferramentas no processo. Além do ângulo de fieira a geometria da ferramenta também devem ser melhoradas, existem formas empíricas para determinação desta geometria. Assim, o avanço dos métodos de modelagem numérica computacional, estimula o estudo do processo de trefilação, em especial, a confecção de uma ferramenta com geometria ideal para o processo, considerando todos os fatores deste, tais como, material, etapas anteriores e posteriores do processo.

Uma melhoria no processo em relação às distorções de forma será resultado de um conjunto de medidas ao longo de toda cadeia de produção.

7- Conclusões

Após a realização deste trabalho é possível concluir que:

- A distribuição da zona de segregação apresentou diferenças significativas para as duas corridas analisadas. E estas diferenças são um dos principais responsáveis pelas diferenças no comportamento, das duas corridas analisadas, em relação às distorções de forma após o processo de têmpera por indução.
- As tensões residuais heterogêneas geradas no processo de pré-endireitamento do fio-máquina é uma força motriz para as distorções decorrentes do processo de têmpera por indução, caso estas heterogeneidades não sejam minimizadas em etapas subsequentes de processamento do material.
- Os perfis heterogêneos de tensões residuais geradas no processo de endireitamento são eliminados na superfície do material nas etapas subsequentes de processo, mas para isto é necessária a utilização de ângulos de ferramenta específicos. Entretanto, não são eliminados em camadas mais profundas do material para os ângulos de ferramenta analisados neste estudo.
- O Ângulo de feira atua na redistribuição de tensões residuais e quanto menor o fator Δ maior penetração de deformações. Isto gera uma melhor distribuição das tensões residuais ao longo do perfil da barra. Assim, é possível concluir que a escolha adequada de parâmetros do processo, em especial, o ângulo e a geometria da feira pode reduzir as heterogeneidades na distribuição de tensões residuais ao longo dos ângulos periféricos após o processo de trefilação e conseqüentemente demais etapas do processo.
- Após o processo de PERC há uma distribuição harmônica das tensões residuais superficiais e isto é devido ao movimento de giro da barra em relação aos rolos de endireitamento e polimento.

- A partir das análises realizadas pode-se concluir que o ângulo de feira e a microestrutura do material são os dois parâmetros críticos do processo em relação às distorções de forma.
- As etapas do processo onde se gerou um maior potencial de distorção são o pré-endireitamento e a etapa de trefilação.
- Os processos de jateamento e PERC induzem tensões residuais homogêneas na superfície, porém o núcleo do material tende a permanecer com distribuições de tensões residuais heterogêneas.
- As tensões residuais na Cementita apresentam valores trativos elevados após o processo de trefilação que podem causar uma alteração de até 175 MPa nas macrotensões residuais do material. Nas outras etapas de processamento as tensões na Cementita tendem a induzir menores diferenças nas macrotensões residuais.
- O uso da ferramenta estatística DoE apresenta resultados coerentes, porém ela serve apenas como indicativo, outras análises devem ser realizadas para determinação dos portadores de “potenciais de distorção”.

8- Sugestões para trabalhos futuros

Sugestões para trabalhos futuros.

A partir da caracterização de tensões residuais por difração de radiação síncrotron ficou mostrado as diferenças nas tensões residuais em função dos parâmetros de processo, por isso pode-se aprofundar os estudos e caracterizações de tensões residuais na Cementita;

O trabalho realizado englobou etapas de trefilação combinada e tratamentos térmicos, entretanto na produção de eixos ainda são realizadas operações de usinagem, por isso a realização de estudos mais aprofundados nas etapas subsequentes de processo, tais como, usinagem, retífica é aconselhada;

Neste trabalho foram avaliadas amostras com 200 mm de comprimento, porém pode existir, para este material, diferentes comportamentos em função do tamanho da amostra, por isso uma sugestão de desenvolvimento de trabalho é o estudo a influência do tamanho da barra na distorção;

Em componentes mecânicos, em geral, se utiliza a têmpera parcial, esta têmpera parcial pode promover no componente um diferente comportamento em relação as distorções de forma, por isso sugere-se o estudo do efeito da têmpera parcial nas distorções;

Uma das limitações do difratômetro de raios-X utilizado neste trabalho é o longo tempo de medição, em torno de 2 horas por ponto. Por isso, é necessário avaliar a possibilidade de utilização de métodos micro magnéticos para medição de heterogeneidades de tensões residuais de forma rápida;

A geometria de fieira utilizada neste estudo necessita de melhorias geométricas, para isto recomendável utilizar a simulação computacional para sugerir uma geometria de fieira ideal, minimizando as distorções e tensões residuais; Além disso, é possível simular as distorções de forma no processo de trefilação utilizando FEM;

Este trabalho mostrou a influência do material nas distorções, por isso é necessário o estudo das condições de lingotamento contínuo e quais as influências dos parâmetros do processo na distribuição das segregações no lingote.

9 - Referências

- (ABNT, 2000) ABNT-Associação Brasileira de Normas Técnicas, NBR NM 87:96 - Aço carbono e ligados para construção mecânica designação e composição química, Rio de Janeiro, 2000, 30p.
- (allproducts.com, 2010) Disponível em http://www.allproducts.com/machine/quintain/wire_rod.html acesso em janeiro de 2010.
- (Altan, 1999) Altan, T.; “Conformação de Metais – fundamentos e aplicações”. USP, 1999, p-290.
- (Antony, 1998) Antony, J. Some key things industrial engineers should know about experimental design. Logistics Information Management Volume 11 · Number 6 · 1998 · pp. 386–392. <http://dx.doi.org/10.1108/09576059810242606>
- (Asakawa, 2002) 1. Asakawa, M., W. Sasaki, and S. Shishido, Effect of die approach geometry and bearing length on residual stress after bar drawing. Wire Journal International, 2002. 35(10): p. 68-72.
- (ASM International, 1991) ASM International. Handbook Committee. Heat treating. Materials Park, Ohio: American Society for Metals; 1991. xiii, 1012 p.
- (ASTM E915, 2010) ASTM E915 - 10, Standard Test Method for Verifying the Alignment of X-Ray Diffraction Instrumentation for Residual Stress Measurement. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2010, 4p. <http://dx.doi.org/10.1520/E0915-10>
- (ASTM E1426, 2009) ASTM E1426 - 98e1, Standard Test Method for Determining the Effective Elastic Parameter for X Ray Diffraction Measurements of Residual Stress. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2009, 5p. <http://dx.doi.org/10.1520/E1426-98R09E01> .
- (Atienza, 2001) Atienza, J. M., Tensiones Residuales en Alambres de Acero Trefilados. Tese de Doutorado, Universidad Politécnica De Madrid Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Caminos, Canales Y Puertos. Madrid, 2001, 299p.
- (Atienza et al., 2007) Atienza JM, Elices M, Ruiz-Hervias J, Caballero L, Valiente A. Residual stresses and durability in cold drawn eutectoid steel wires. Met Mater-Korea. 2007;13(2):139-43. <http://dx.doi.org/10.1007/BF03027564>
- (Atienza et al., 2005) Atienza JM, Ruiz-Hervias J, Martinez-Perez ML, Mompean FJ, Garcia-Hernandez M, Elices M. Residual stresses in cold drawn pearlitic rods. Scripta Mater. 2005;52(12):1223-8. <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.03.003>
- (Atienza e Elices, 2003) Atienza, J. M.; Elices, M.; “Influence of residual stresses in the tensile test of cold drawn wires”. Materials and Structures 2003; p548. <http://dx.doi.org/10.1007/BF02480832>
- (Atienza e Elices, 2004) Atienza, J. M.; Elices, M.; “Influence of residual stresses in the stress relaxation of cold drawn wires”. Materials and Structures, Vol. 37, Number 5 - June, 2004; p301-304. <http://dx.doi.org/10.1007/BF02481675>
- (Atienza e Elices., 2007) Atienza JM, Elices M. Role of residual stresses in stress relaxation of prestressed concrete wires. J Mater Civil Eng. 2007;19(8):703-8. [http://dx.doi.org/10.1061/\(ASCE\)0899-1561\(2007\)19:8\(703\)](http://dx.doi.org/10.1061/(ASCE)0899-1561(2007)19:8(703))

- (Atienza et al., 2008) Atienza, J.M., J. Ruiz-Hervias, and M. Elices, Improved cold-drawn eutectoid steel wires based on residual stress measurement and simulation — Part 1: residual stress characterization. *Wire Journal International*, 2008. 41(3): p. 70-75.
- (Avitzur, 1983) Avitzur, B., *Handbook of metal-forming processes* 1983, New York: Wiley. xxxi, 1020 p.
- (Basily e Sansome, 1976). Basily BB, Sansome DH. Some theoretical considerations for the direct drawing of section rod from round bar. *Int J Mech Sci.* 1976;18(4):201-8. [http://dx.doi.org/10.1016/0020-7403\(76\)90026-6](http://dx.doi.org/10.1016/0020-7403(76)90026-6)
- (Beitz, 1989) Beitz, H.: Kriterien für die Auswahl des Abschreckmittels für das induktive Randschichthärten. *HTM 44* (1989) 3, 188-191.
- (Benkowsky, 1990) Benkowsky, G.: *Induktionserwärmung*. 5. Auflage Verlag Technik GmbH, Berlin, 1990.
- (Bhadeshia, 2002) Bhadeshia, H. K. D. H. "Material factors" in: *Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel*. ASM International, Ohio, 2002, p-3.
- (Bollenrath et al., 1964) Bollenrath, F, Hauk, V., Ohly, W.: Vergleich von röntgenographisch und mechanisch ermittelten Eigenspannungen in kaltgezogenen Rohren und Stangen. *Z.f. Metallkunde* 55, 1964, S. 655-659.
- (Bonzano et al., 1997) Bonzano, G.; Criqui, B.; Dias De Sousa, M.; Longeot, O.: Dispositif de Chauffage par Induction pour le Traitement superficiel de la Denture d'une Piece Mechanique. EU-Patent WO 97/36459 (2.10.1997).
- (Braisch e Kloos, 1993) Braisch, P.K.; Kloos, K.H.: Viewpoints and criteria concerning the design of surface induction hardened components. In: *Surface Engineering*, Ed.: P. Mayr, DGM (1993), 77-82.
- (Braisch e Rollmann, 2000) Braisch, P.; Rollmann, J.: Werkstoffkundliche Gesichtspunkte zur Beurteilung des Schwingfestigkeits-verhaltens induktiv randschichtgehärteter Bauteile. *Mat.wiss. und Werkstofftech.* 31 (2000) 1, 66-80 [http://dx.doi.org/10.1002/\(SICI\)1521-4052\(200001\)31:1<66::AID-MAWE66>3.0.CO;2-9](http://dx.doi.org/10.1002/(SICI)1521-4052(200001)31:1<66::AID-MAWE66>3.0.CO;2-9)
- (Bühler e Altmeyer, 1958) Bühler, H., Altmeyer, G. (1958). Der Einfluss des Nachziehens und des Richtens auf die Eigenspannungen in Stahlstrahlen. *Stahl und Eisen*, 7 , 1822-1827.
- (Bühler, 1965) Bühler, H., Lehmann, T., Schmitt, F. J. (1965). Untersuchungen über die dimensionsanalytische Berechnung von Eigenspannungen in gezogenen Stäben. *Archiv für das Eisenhüttenwesen*, 36 , 29-34.
- (Burakowski, 1999) Burakowski, T.; "Surface Engineering of Metals, principles, equipment, technologies". CRC Press 1999, p-84. <http://dx.doi.org/10.1201/9781420049923>
- (Burgdorf, 1989) Burgdorf, E.H.: Abschreckfehler beim induktiven Randschichthärten. *HTM 44* (1989) 3, 179
- (Clausen et al., 2009) Clausen B, Frerichs F, Kohlhoff T, Lubben T, Prinz C, Rentsch R, et al.. Identification of process parameters affecting distortion of disks for gear manufacture Part I: casting, forming and machining. *Materialwissenschaft Und Werkstofftechnik*, v. 40, n. 5-6, p. 354-360, May-Jun 2009. <http://dx.doi.org/10.1002/mawe.200900459>
- (Coleman e Montgomery, 1993) Coleman, D. E.; Montgomery, D. C. A systematic approach to planning for a designed industrial experiment. *Technometrics*, v. 35, n. 1, p. 1-12, Feb. 1993. <http://dx.doi.org/10.2307/1269280>

- (Coupard et al., 2008). Coupard D, Palin-Luc T, Bristiel P, Ji V, Dumas C. Residual stresses in surface induction hardening of steels: Comparison between experiment and simulation. *Mat Sci Eng a-Struct.* 2008;487(1-2):328-39. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2007.10.047>
- (Cristescu, 1980) Cristescu, N., On the optimum die angle in fast wire drawing. *J Mech Work Technol.* 1980;3(3-4):275-87. [http://dx.doi.org/10.1016/0378-3804\(80\)90047-9](http://dx.doi.org/10.1016/0378-3804(80)90047-9)
- (Dagnese, 2012) Dagnese, J., Análise do Comportamento Elasto-plástico de um Aço AISI 1045 em Baixas Deformações. Dissertação (mestrado) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Escola de Engenharia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Minas, Metalúrgica e de Materiais, Porto Alegre, BR-RS, 2012. p78. Orientador: Alexandre da Silva Rocha – PPGE3M – UFRGS.
- (Das Talukder, 1991) Das Talukder NK, Singh AN. Mechanics of Bar Straightening .2. Straightening in Cross-Roll Straighteners. *J Eng Ind-T Asme.* 1991;113(2):228-32. <http://dx.doi.org/10.1115/1.2899683>
- (Dieter, 1986) Dieter, G. E. “Metalurgia Mecânica”. Rio de Janeiro, Guanabara Dois, 1986, p-494.
- (Dieter et al., 2003) Dieter, G. E.; Howard A. K.; Semiatin S. L.; “Handbook of Workability and Process Design”. ASM International, Ohio, 2003, p-278.
- (DIN 17022-3, 1989) DIN 17022-3, Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen; Verfahren der Wärmebehandlung; Einsatzhärten, “Heat treatment of ferrous materials; heat treatment methods; case hardening”, 1989. 13p.
- (Elices, 2004) Elices, M.; “Influence of residual stresses in the performance of cold-drawn pearlitic wires”. *Journal of Materials Science* 39 (2004) p3889 – 3899. <http://dx.doi.org/10.1023/B:JMISC.0000031470.31354.b5>
- (EN 10052, 1994) British Standards - EN 10052:1994 - Vocabulary of heat treatment terms for ferrous products. 1994, 36p.
- (Epp e Hirsch, 2012) EPP, J.; HIRSCH, T. Characterisation of the carrier of distortion potential “residual stresses” in the collaborative research centre “distortion engineering” Charakterisierung des Verzugs Potenzialträgers “Eigenspannungen” im Sonderforschungsbereich “Distortion Engineering”. *Materialwissenschaft Und Werkstofftechnik*, v. 43, n. 1-2, p. 112-119, 2012.. <http://dx.doi.org/10.1002/mawe.201100897>
- (Ericsson, 2002) Ericsson T, The Effect of Final Shaping Prior to Heat Treatment, in: Handbook of residual stress and deformation of steel. Eds. Totten GE, Howes MAH, Inoue T., Materials Park, Ohio: ASM International; 2002. vii, 499 p. p.
- (Ermini, 2000) Ermini M., Plasticity effects in residual stress measurement by the hole drilling method, *Strain*, v.36, Issue 2, pp. 55-59, 2000. <http://dx.doi.org/10.1111/j.1475-1305.2000.tb01174.x>
- (Fahry et al., 1989) Fahry, H.; Zoch, H.-W.; Schlicht, H.: Entstehung von Eigenspannungen und Verzügen bei der induktiven Randschichthärtung von Bauteilen. *HTM* 44 (1989) 3, 149-156.
- (Ferreira, 2007) Ferreira, F., Medição por Contacto Versus Medição Óptica em Máquinas de Medir por Coordenadas (3D), 2ª Conferência Nacional da SPMet, 3 e 4 de Outubro de 2007, Funchal, 5p.
- (Fitzpatrick e Fry, 2005) Fitzpatrick, M.E.; Fry, A.T.; “Measurement Good Practice Guide No. 52”, Determination of Residual Stresses by X-ray Diffraction – Issue 2. UK, 2005, p-5.

- (Fitzpatrick e Lodini, 2003) Fitzpatrick, M. E.; Lodini, A.; "Analysis of Residual Stress by Diffraction using Neutron and Synchrotron Radiation". 2003 Taylor & Francis, p-44. <http://dx.doi.org/10.1201/9780203608999>
- (Francois et al., 1996) M. Francois et al., in: J. Lu (Ed.), Handbook of Measurement of Residual Stresses, SEM, Fairmont Press, 1996
- (Frerichs et al., 2004) Frerichs, F., et al., Simulation of gas quenching. Journal De Physique Iv, 2004. 120: p. 727-735. <http://dx.doi.org/10.1051/jp4:2004120084>
- (Frerichs, et al., 2005) Frerichs, F., et al., Distortion of long cylinders with small diameters due to axial symmetric cooling. International Journal of Materials & Product Technology, 2005. 24(1-4): p. 244-258. <http://dx.doi.org/10.1504/IJMPT.2005.007952>
- (Frerichs et al., 2006) Frerichs, F.; Lübben, T.; Hoffmann, F.; Zoch, H.-W. Numerical analysis of distortion due to inhomogeneous distribution of martensite start temperature within SAE 52100 bearing ring. Proceedings of the 3rd International Conference on Thermal Process Modeling and Simulation; Budapest 26.-28. April 2006; IFHTSE (2006)
- (Frerichs et al., 2007) Frerichs, F.; Lübben, Th.; Hoffmann, F.; Zoch, H.-W.: "Numerical analysis of distortion due to inhomogeneous distribution of martensite start temperature within SAE 52100 bearing rings". Steel Research Int., 78 (2007) 7, S. 558 – 563. <http://dx.doi.org/10.2374/SRI06SP115-78-2007-560>
- (Frerichs et al., 2009) Frerichs, F.; Lübben, Th.; Hoffmann, F.; Zoch, H.-W.: "Distortion Potential – A systematic way to describe Dimensional Changes". Proceedings of the 14th Int. Metallurgy & Materials Congress, 16.- 18. October 2008, Istanbul, Turkey, pp. 1296 – 1305.
- (Frerichs, 2009) Frerichs, F., et al., Distortion of conical formed bearing rings made of SAE 52100. Materialwissenschaft Und Werkstofftechnik, 2009. 40(5-6): p. 402-407. <http://dx.doi.org/10.1002/mawe.200900467>
- (Godfrey, et al., 2000) Godfrey, H.J., J.F. Richards, and A.S. Sason, The benefits of using wiredrawing dies with smaller included angles and longer nibs. Wire Journal International, 2000. 33(6): p. 102-113.
- (Grosch, 1989) Grosch, J.: Werkstoffseitige Grundlagen des induktiven Randschichthärtens. HTM 44 (1989) 4, 205-209
- (Grum, 2001) Grum, J.: A review of the influence of grinding conditions on resulting residual stresses after induction surface hardening and grinding. J. Mater. Proc. Technol. 114 (2001) 3 212-226. [http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136\(01\)00562-3](http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136(01)00562-3)
- (Grum, 2002) Grum, J. (2002). Induction Hardening. In: G. Totten, M. Howes, & T. Inoue, Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel (pp. 220-247). Ohio: ASM International.
- (Gür, 2009) Gür, C.H. and J. Pan, Handbook of thermal process modeling of steels. 2009, Boca Raton: CRC Press : IFHTSE/International Federation for Heat Treatment and Surface Engineering. xii, 739 p. <http://dx.doi.org/10.1201/9781420003581>
- (Gür, 2001) Gur CH, Tekkaya AE. Numerical investigation of non-homogeneous plastic deformation in quenching process. Mat Sci Eng a-Struct. 2001;319:164-9. [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01064-4](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01064-4)
- (Haimbaugh, 2001) Haimbaugh RE. Practical induction heat treating. Materials Park, Ohio: ASM International; 2001. vii, 332 p. p.
- (Hassel e Ross, 1991) Hassell P.A. and Ross N.V., Induction Heat Treating of Steel, Heat Treating, Vol 4, ASM Handbook, ASM International, 1991, p 164–202

- (Hauk, 1997) Hauk, V., "Structural and Residual Stress Analysis by Non-destructive Methods". Elsevier, 1997, p530. <http://dx.doi.org/10.1016/B978-044482476-9/50004-9>
- (Hanisch, 1998) Hanisch, G.: Neue Anwendungen beim induktiven Randschichthärten in der Automobilindustrie. HTM 53 (1998) 6, 381-388.
- (He, 2009) He, B. B. Two-dimensional x-ray diffraction. Hoboken, N.J.: Wiley, 2009. xiv, 426 p.
- (Heeß et al., 1997) Heeß, K. et al.: Maß- und Formänderungen infolge Wärmebehandlung- Grundlagen, Ursachen, Praxisbeispiele, Expert Verlag Renningen, 1997.
- (Hoffmann et al., 2002) Hoffmann; F., Keßler, O.; Lübben, Th.; Mayr, P.: "Distortion Engineering" - Verzugsbeherrschung in der Fertigung HTM 57 (2002) 3, S. p213 – 217.
- (Hoffmann et al., 2003) Hoffmann, F.; Kessler, O.; Lübben, Th.; Mayr, P.: "Distortion Engineering" - Distortion Control during the Production Process. Proceedings of the Fourth International Conference on Quenching and the Control of Distortion, 22.-23. Nov. 2003, Beijing, China.
- (Hoffmann et al., 2004) Hoffmann, F., et al., "Distortion engineering" - Distortion control during the production process. Heat Treatment of Metals, 2004. 31(2): p. 27-30.
- (Hunkel et al., 2007) Hunkel, M.; Hoffmann, F.; Zoch, H.-W. Distortion due to Segregations of Components of a Low Alloy SAE 5120 Steel after Blank and Case Hardening HTM Z. Werkst. Waermebeh. Fertigung 62 (2007) 4, S144-149
- (Hunkel et al., 2007b) Hunkel, M.; Hoffmann, F.; Zoch, H.-W. Distortion due to Segregations of Components of a Low Alloy SAE 5120 Steel after Blank and Case Hardening Proc. of 5th International and European Conference on Quenching and Control of Distortion, 25 - 27 April 2007, Berlin, S. 165-172
- (Hunkel et al., 2012) Hunkel M. Modelling of phase transformations and transformation plasticity of a continuous casted steel 20MnCr5 incorporating segregations Modellierung der Phasenumwandlungen und der Umwandlungsplastizität eines stranggegossenen, geseigerten Stahls 20MnCr5. Materialwiss Werkst. 2012;43(1-2):150-7. <http://dx.doi.org/10.1002/mawe.201100903>
- (Hutchings, et al., 2005) Hutchings, M. T.; Withers, P. J.; Holden, T. M.; Lorentzen, T.; "Introduction to the Characterization of Residual Stress by Neutron Diffraction". CRC Press, 2005, p-12. <http://dx.doi.org/10.1201/9780203402818>
- (IDE, 2005) Zoch, H.-W., Lübben, T., Editors, 1st International Conference on Distortion Engineering, Bremen, Germany, Institut für Werkstofftechnik, 2005.
- (IDE, 2008) Zoch, H.-W., Lübben, T., Editors, 2nd International Conference on Distortion Engineering, Bremen, Germany, Institut für Werkstofftechnik, 2008.
- (IDE, 2011) Zoch, H.-W., Lübben, T., Editors, 3rd International Conference on Distortion Engineering, Bremen, Germany, Institut für Werkstofftechnik, 2011.
- (Kandil e Lord, 2001) Kandil, F. A.; Lord, J. D.; "NPL Report MATC(A)04. A Review of residual Stress Measurement Methods – a Guide to Technique Selection", Feb 2001. p45.
- (Kennedy, 2005) Kennedy, D.M.; Vahey, J.; Hanney, D.; "Micro shot blasting of machine tools for improving surface finish and reducing cutting forces in manufacturing". Materials and Design 26 (2005) p203–208. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2004.02.013>

- (Kenyeri e Foley, 2000) Kenyeri, RL, Foley RP., Variations of Hardness Values and Diameter Change in 1018 and 4340 Steel Jominy Bars. Heat Treating: Proceedings of the 20th Conference: Volume 1 & 2. Kiyoshi Funatani, George E. Totten, editors, 9-12 October, 2000, St. Louis, MO, ASM International, 2000, p470-478
- (Kessler et al., 2006) Kessler O. et al. Experimental Study of Distortion Phenomena in Manufacturing Chains. Mat.-wiss. u. Werkstofftech. 2006, 37, No. 1. p11-18. <http://dx.doi.org/10.1002/mawe.200500975>
- (Klein, et al., 2006) Klein, D.; Thoben, K.-D.; Nowag, L.; "Using Indicators to Describe Distortion Along a Process Chain". Mat.-wiss. u. Werkstofftech. 2006, 37, No. 1. p 19-22. <http://dx.doi.org/10.1002/mawe.200500956>
- (Kloos, 1989) Kloos, K.H.: Festigkeits- und Verschleißigenschaften induktiv randschichtgehärteter Proben und Bauteile. HTM 44 (1989) 3, 157-165
- (Ko, et al., 2007) Ko, D. C., Lee, S. K., Hwangb, W. H., Kim, B. M., Bae, C. M., The evaluation of residual stress on the drawn wire using nano-indentation test. Journal of Materials Processing Technology, vol. 191, 2007, p64-67. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.03.061>
- (Kohlhoff, T., et al., 2012) Kohlhoff, T., Prinz, C., Rentsch, R., and Surm, H., Influence of manufacturing parameters on gear distortion. Einfluss verschiedener Fertigungsparameter auf den Verzug von Zahnrädern. Materialwissenschaft Und Werkstofftechnik, 2012. 43(1-2): p. 84-90. <http://dx.doi.org/10.1002/mawe.201100893>
- (Krause et al., 1978) Krause, H., Jühe, H. -H., Kopp, R., & Baldner, K. -R. (1978). Ziehverfahren beeinflusst Eigenspannungszustand, Röntgenographische. *Drahtwelt*, 11, 428-432.
- (Krause et al., 1981) Krause,H., Klinkenberg, A.: Messtechnische Voraussetzungen für Eigenspannungsuntersuchungen an Drähten. Stahl und Eisen, 101, 1981, S.1427-1428.
- (Krawitz, 2011) Krawitz, A.D., Neutron strain measurement. Materials Science and Technology, 2011. 27(3): p. 589-603. <http://dx.doi.org/10.1179/1743284710y.0000000029>
- (Kuboki et al., 2002) Kuboki, T., Yoshikawa, H., Neishi, Y., Kuroda, K., Akiyama, M.: Influence of back-tension on effect of skin pass in minimising residual stress levels after cold rod drawing, Ironmaking and Steelmaking, 28 (2002), S 117-121. <http://dx.doi.org/10.1179/030192301678028>
- (Lange, 1986) Lange, L.; "Handbook of Metal Forming". McGraw-Hill Book Co. GmbH, 1986, p-14.2
- (Lange, 2006) Lange, K.; "Handbook of Metal Forming". Society of Manufacturing Engineers. GmbH, 2006, p13.24.
- (Lement, 1959) Lement BS. Distortion in tool steels. Novelty, Ohio,: American Society for Metals; 1959. 173 p.
- (Liu, 2005) Liu AF. Mechanics and mechanisms of fracture : an introduction. Materials Park, Ohio: ASM International; 2005. vi 458 p.
- (Lodini, 2003) Lodini, A. "Analysis of Residual Stress by Diffraction using Neutron and Synchrotron Radiation". Taylor & Francis, 2003, p-48. <http://dx.doi.org/10.1201/9780203608999>
- (Löhe, 2002) Löhe, D., Lang, K. -H., & Vöhringer, O. (2002). Residual Stresses and Fatigue Behavior. In: G. Totten, M. Howes, & T. Inoue, *Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel* (pp. 27-53). Ohio: ASM International.

- (Lu, 1996) Lu, J. and Society for Experimental Mechanics (U.S.), Handbook of measurement of residual stresses 1996, Lilburn, GA Upper Saddle River, NJ: Fairmont Press ; Distributed by Prentice Hall PTR. xv, 238 p.
- (Lu, 2002) Lu, J. "Prestress Engineering of Structural Material: A Global Design Approach to the Residual Stress problem". Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel. ASM International, Ohio, 2002, p11.
- (Lübben, 2007) Lübben, T., Influence of asymmetric manufacturing conditions on distortion after the quenching process, symposium, Bremen, 2007.
- (Lübben e Zoch, 2008) Lübben, Th.; Zoch, H.-W.: Distortion Engineering - A Systematic Strategy to Control Dimensional Changes. Proceedings of the European Conference on Heat Treatment, May 2008, Verona, Italy. p7-9.
- (Luis et al, 2005) C. J. Luis; J. León; R. Luri; Comparison between finite element method and analytical methods for studying wire drawing processes. Journal of Materials Processing Technology 164–165 (2005) p1218–1225. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2005.02.138>
- (Lyachenko e Marci, 1996) Lyachenko, B.A.; Marci, G.: Verbesserung der induktiven Erhitzung durch Rückstrahlung der Wärmeabstrahlung. HTM 51 (1996) 4, 250-253
- (Macherauch e Kloss, 1986) Macherauch, E.; Kloss K. H.; "Proceedings of the International Conference on residual Stresses", Garmisch-Partenkirchen, FRG, 1986, pp. 167-174.
- (MacKenzie et al., 2005) MacKenzie, D.S., Ferguson, B.L., Li, Z., Effect of Quenching Variables on the Residual Stress and Distortion of a Heat Treated Disk. Proceedings of the 23rd ASM Heat Treating Society Conference, September 25–28, 2005 David L. Lawrence Convention Center, Pittsburgh, Pennsylvania, USA, p232-238
- (Majzooobi et al., 2008) Majzooobi GH, Saniee FF, Aghili A (2008) An investigation into the effect of redundant shear deformation in bar drawing. J Mater Process Tech 201 (1-3):133-137. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.11.127>
- (Mang e Dresel, 2007) Mang, T.; Dresel W.; "Lubricants and Lubrication", WILEY-VCH GmbH, Weinheim, 2007, p-576. <http://dx.doi.org/10.1002/9783527610341>
- (Marques et. al., 2008) Marques, A.; Alves, J. A. P.; Costa, P. B.; Barros, W. S.; Comparação Interlaboratorial de Métodos de Verificação de Máquinas de Medir por Coordenadas (MMC). In: Congresso Internacional De Metrologia Mecânica, 1, 2008, Rio de Janeiro.
- (Martinez-Perez, 2004) Martinez-Perez, M. L. et al. Residual stress profiling in the ferrite and cementite phases of cold-drawn steel rods by synchrotron X-ray and neutron diffraction. Acta Materialia, v. 52, n. 18, p. 5303-5313, Oct 18 2004. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2004.07.036>
- (Metz, 2007a) Metz M., Estudo Das Tensões Residuais Originadas no Processo de Trefilação Combinada do Aço SAE 1048. Dissertação (mestrado) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Escola de Engenharia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Minas, Metalúrgica e de Materiais, Porto Alegre, BR-RS, 2007. p58. Orientador: Alexandre da Silva Rocha
- (Metz, 2007b) Metz, M., Santos, C., ROCHA, A. S. Análise Qualitativa das Tensões Residuais Longitudinais em Barras Trefiladas de Aço SAE 1045 Através do Método Slliting In: 8º Congresso Iberoamericano De Ingenieria Mecanica, 2007, Cusco. V.1.
- (Miura et al., 1973) Miura, S., Saeki, Y., & Matushita, T. (1973). Residual stresses in hydrostatically extruded carbon steel rods. *Metals and Materials* 7, 441-447.

- (Mohamed et al., 2008) Mohamed, N. A.; Nasr, E. G.; Ng, M.A.; "A modified time-efficient FE approach for predicting machining-induced residual stresses". *Finite Elements in Analysis and Design* 44 (2008) p149 – 161. <http://dx.doi.org/10.1016/j.finel.2007.11.005>
- (Moore e Evans, 1958) Moore, M.G.; Evans W.P.; "Mathematical correction for stress in removed layers in X-ray diffraction residual stress analysis". *SAE Trans.* 66 (1958), p340–345. <http://dx.doi.org/10.4271/580035>
- (Montgomery, 1976) Montgomery, D. C. (1976). *Design and analysis of experiments*. New York: Wiley
- (Montgomery, 2008) Montgomery DC. *Design and analysis of experiments*. 7th ed. Hoboken, NJ: Wiley; 2008. xvii, 656 p. p.
- (Murphy, 1997) Murphy, M.; "Blasting and shot peening", *Metal Finishing*, Volume 95, Issue 2, February 1997, P-16. [http://dx.doi.org/10.1016/S0026-0576\(97\)94196-9](http://dx.doi.org/10.1016/S0026-0576(97)94196-9)
- (Mutrux et al., 2011) Mutrux, A., B. Berisha, and P. Hora, Prediction of cyclic softening in a medium carbon steel during cross roll straightening. *Journal of Materials Processing Technology*, 2011. 211(8): p. 1448-1456. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.03.019>
- (Mutrux et al., 2010). Mutrux, A., B. Berisha, and P. Hora, FE Simulation of Cross Roll Straightening: a Strain Tensor Field Approach. *Numiform 2010, Vols 1 and 2*, 2010. 1252: p. 941-948. <http://dx.doi.org/10.1063/1.3457658>
- (Nakagiri, et al., 2000) Nakagiri, A.; Yamano, T.; Konaka, M.; Yoshida, K.; Asakawa, M.; "Wire and Cable Technology Symposium" 2000(June): p-75.
- (Nakagiri et al., 2001) Akikazu Nakagiri, Takaaki Yamano, Masazumi Konaka, Motoo Asakawa, Wataru Sasaki and Kazunari Yoshida. Behavior of residual stress and drawing stress in conical-type die and circle-type die drawing by FEM simulation and experiment. *Wire Journal International* 34 no8 August 2001 p73.
- (Nakagari e Inakazu, 2004) Nakagari A, Inakazu N., Relationship between residual stress and texture by multiple pass reduction drawing of titanium wire. *Wire Journal International*, 2004, 37 (12):58-63
- (Nastran e Kuzman, 2002) Nastran, M. and K. Kuzman, Stabilisation of mechanical properties of the wire by roller straightening. *Journal of Materials Processing Technology*, 2002. 125: p. 711-719.
- (Newbury e Notis, 2004) Newbury B.D., Notis M.R., The history and evolution of wiredrawing techniques. *Jom-Us*, 2004, 56 (2):33-37.
- (Noyan e Cohen, 1987) Noyan, I.C.; Cohen, J.B. "Residual Stress - Measurement by Diffraction and Interpretation". New York: Springer-Verlag, 1987, p-276.
- (Nunes, 2008a) Nunes R. M., *Análise De Tensões Residuais No Processo De Trefilação Combinada Do Aço AISI 1048 Visando Minimizar Distorções Pós Processamento*. Dissertação (mestrado) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Escola de Engenharia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Minas, Metalúrgica e de Materiais, Porto Alegre, BR-RS, 2008. p110. Orientador: Alexandre da Silva Rocha – PPGE3M – UFRGS, Co-orientador: Thomas K. Hirsch – IWT - Bremen. <http://hdl.handle.net/10183/14399>
- (Nunes, 2008b) Nunes, R. M. ; M. Metz ; T. K. Hirsch ; Rocha, as . *Análise de Tensões Residuais em Barras de Aço AISI 1048 Produzidas por Trefilação Combinada*. in: 63 congresso anual da ABM, 2008, Santos. Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2008. v. 1. p. 341-350.

- (Nunes et al., 2011) Nunes, R. M.; Rocha, A. S.; Hirsch, T. Detection of Local Inhomogeneities in Combined Wire Drawing Processes - Detailed Analysis of Residual Stress Fields. *Anais do 66° Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia. Cubo Multimídia. São Paulo: ABM Brasil. 1: 1528 - 1538 p. 2011.*
- (Obi e Oyinlola, 1996) Obi, A.I. and A.K. Oyinlola, Frictional characteristics of fatty-based oils in wire drawing. *Wear, 1996. 194(1-2): p. 30-37. [http://dx.doi.org/10.1016/0043-1648\(95\)06664-0](http://dx.doi.org/10.1016/0043-1648(95)06664-0)*
- (Paech, 2002) Paech, M., Factors relating to the wire straightening process—process and peripherals. *Wire Journal International, 2002. 35(12): p. 64-68.*
- (Prevéy, 1886) Prévéy, P. S.; “X-ray Diffraction Residual Stress techniques”. *ASM Metals Handbook, ASM International, Ohio, 1986, p. 380–392.*
- (Prevéy, 1977) Prévéy, P.S.; “A Method of Determining Elastic Constants in Selected Crystallographic Directions for X-Ray Diffraction Residual Stress Measurement”, *Adv. in X-Ray Analysis, Vol. 20, 1977, p345-354.*
- (Prinz, et al., 2009) Prinz, C.; Hunkel, M.; Clausen, B.; Hoffmann, F.; Zoch, H.-W.: Characterization of segregations and microstructure and their influence on distortion of low alloy SAE 5120 steel. *Mat.-wiss. u. Werkstofftech. 2009, 40, No. 5-6, p. 368-373. <http://dx.doi.org/10.1002/mawe.200900461>*
- (Prinz e Rentsch., 2012) Prinz C, Rentsch R. Experimental investigation concerning the development of distortion potential during the production of 20MnCr5. *Experimentelle Untersuchung zur Entwicklung der Verzugspotenziale bei der Fertigung von 20MnCr5. Materialwiss Werkst, 2012, 43 (1-2):63-67. <http://dx.doi.org/10.1002/mawe.201100889>*
- (Riegel, 1943) G.C. Riegel, Casehardening Large Gears with High Frequency, *Met.*
- (Rivolta et al., 2004) Rivolta, B.; Silva, G.; Rota, M.; Cusolito, M.; “Drawn bars: influence of straightening conditions”. *Wire Journal International 37 n°5 May 2004. p77-81*
- (Rocha et al., 2008) Rocha, A. S., Nunes, R. M., Metz, M., & Hirsch, T. K. (2008). Analysis of the distortion potential in AISI 1048 steel bars induced by a combined drawing-straightening process. *2nd International Conference on Distortion Engineering*, (pp. 13-20). Bremen.
- (Rodrigues e Martins, 2005) Rodrigues, J. E.; Martins, P. “Tecnologia Mecânica – Tecnologia da Deformação Plástica, vol. II – Aplicações Industriais”. *Escolar Editora. 2005, p-335.*
- (Rohde e Jeppsson, 2000) Rohde, U., and Jeppsson, A., 2000, "Literature review of heat treatment simulations with respect to phase transformation, residual stresses and distortion," *Scandinavian Journal of Metallurgy, 29(2), pp. 47-62. <http://dx.doi.org/10.1034/j.1600-0692.2000.d01-6.x>*
- (Rollmann et al., 1996) Rollmann, J.; Kaiser, B.; Kloos, K.H.; Berger, C.: *Werkstoffeigenschaften gehärteter Stähle nach Kurzzeitaustenitisierung. HTM 51 (1996) 155-161.*
- (Rudnev, 2003) Rudnev V. *Handbook of induction heating. New York: Marcel Dekker; 2003. xi, 2003, 777 p.*
- (Ruiz-Hervias, 2008) Ruiz-Hervias J, Atienza JM, Elices M, Oliver EC. Optimization of post-drawing treatments by means of neutron diffraction. *Materials Science and Engineering: A. 2008;480(1–2):439-48. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2007.07.017>*
- (Scheper e Peiter, 1959) Schepers, A., & Peiter, A. (1959). *Untersuchung der technologischen Eigenschaften und Eigenspannungen gezogener Automatenstähle. Stahl und Eisen, 79 , 337-349.*

- (Schuettenberg et al., 2005) 1. Schuettenberg, S., et al., Process technology for distortion compensation by means of gas quenching in flexible jet fields. *International Journal of Materials & Product Technology*, 2005. 24(1-4): p. 259-269. <http://dx.doi.org/10.1504/IJMPT.2005.007953>
- (Sall et al., 2007) Sall, J.; Creighton, L.; Lehman, A. *JMP start statistics : a guide to statistics and data analysis using JMP*. 4th. Cary, NC: SAS Pub., 2007. xvi, 607
- (Shemensky, 1999) Shemanski, R.M., *Wiredrawing by computer simulation*. *Wire Journal International*, 1999. 32(4): p. 166-183.
- (Siebel, 1956) Siebel, E.; Panknin W.; "Ziehverfahren der Blechverarbeitung", *Zeitschrift für Metallkunde* 1956, 47 p207–212.
- (Sinha, 1991) Sinha, A.K. *Defects and Distortion in Heat-Treated Parts*, *Heat Treating*, Vol. 4, ASM Handbook, ASM International, 1991, p 601–619
- (Simsir, 2008) Simsir C, Gur CH. 3D FEM simulation of steel quenching and investigation of the effect of asymmetric geometry on residual stress distribution. *J Mater Process Tech*. 2008;207:211-21. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.12.074>
- (Soares, 2003) Soares, A.C.C., *Uma nova metodologia numérica para avaliar os erros gerados na medição de tensões residuais pelo método do furo cego em presença de tensões elevadas*, Tese de D.Sc., PUC-Rio, Rio de Janeiro, 2003
- (Sousa, 2008) Sousa, A. R.; *Importância de Formação Metrológica Avançada na Área de Medição por Coordenadas na Indústria*. *Metrologia para a competitividade em áreas estratégicas* 9 a 13 de novembro de 2008. Salvador, Bahia – Brasil, 6p.
- (Sousa, 2011) Souza, T. F., *Simulações computacionais para análise e minimização das tensões residuais no processo de trefilação*. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Escola de Engenharia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais. Porto Alegre, 2011, 68p. <http://hdl.handle.net/10183/49058>
- (Sölter e Brinksmeier, 2008) Sölter, J.; Brinksmeier, E.: *Modelling and simulation of ring deformation due to clamping*. *Proc. 2nd Int. Conf. On Distortion Engineering IDE 2008*, 17.-19. September 2008, Bremen, Germany, 2008, p. 143-151.
- (Stark et al., 2012) Stark P, Fritsching U, Hunkel M, Hansmann D. *Process integrated distortion compensation of large bearing rings*. *Materialwiss Werkst*. 2012;43(1-2):56-62. <http://dx.doi.org/10.1002/mawe.201100888>
- (Störzel e Schöpfel, 1997) Störzel, K.; Schöpfel, A., Idelberger, H.: *Optimierung der Prozeßparameter für die induktive Randschichthärtung mit Hilfe numerischer Simulation*. *HTM 52 (1997) 2*, p67-72
- (Surm, 2007) Surm, H.; *Surm, Träger der Verzugspotenziale von der Stahlherstellung bis zur Wärmebehandlung*. *Industriesymposium, IWT 2007*
- (Surm et al., 2012) Surm, H., Frerichs, F., Lübben, T., Hoffmann, F., and Zoch, H. W., *Distortion of rings due to inhomogeneous temperature distribution Verzug von Ringen aufgrund einer ungleichmäßigen Temperaturverteilung*. *Materialwissenschaft Und Werkstofftechnik*, 2012. 43(1-2): p. 29-36. <http://dx.doi.org/10.1002/mawe.201100884>
- (Talukder, 1991) Talukder NKD, Singh AN. *Mechanics of Bar Straightening .1. General-Analysis of Straightening Process*. *J Eng Ind-T Asme*. 1991;113(2):224-7. <http://dx.doi.org/10.1115/1.2899682>
- (Tange e Ando, 2000) Tange, A.; Ando, K.; "Study on shot peening processes of coil springs", *Proc. 6th Int. Conf. on Residual Stresses*, Oxford, UK, 2000, p897–904.
- (Tekkaya e Gerhardt, 1985) Tekkaya, A. E; Gerhardt, J.: *Residual Stresses in Cold-Formed Workpieces*, *Annals of the CIRP*, Vol. 34/1, 35. *Generalversammlung CIRP*,

Palermo/Italy, 26 - 31 August 1985, pp. 225-230. [http://dx.doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)61761-2](http://dx.doi.org/10.1016/S0007-8506(07)61761-2)

- (Thoben et al., 2002) Thoben, K.-D.; Lübben, T.; Clausen, B.; Prinz, C.; Schulz, A.; Rentsch, R.; Kusmierz, R.; Nowag, L.; Surm, H.; Frerichs, F.; Hunkel, M.; Klein, D.; Mayr, P.: "Distortion Engineering": Eine systemorientierte Betrachtung des Bauteilverzugs. HTM 57 (2002) 4, S. 276-282.
- (Thoben et al., 2012) Thoben, K. D., Klein, D., Seifert, M., and Wuest, T., 2012, "Approaches to describe distortion along process chains. Ansätze zur Verzugsbeschreibung entlang von Prozessketten," Materialwissenschaft Und Werkstofftechnik, 43(1-2), pp. 178-185. <http://dx.doi.org/10.1002/mawe.201100907>
- (Tokuda et al., 2004) Tokuda H, Tomota Y, Suzuki T, Kawasaki K, Moriai A, Minakawa N, et al. Residual stress measurement by neutron diffraction inside a steel bar quenched after induction heating. Tetsu to Hagane. 2004;90(12):56-60.
- (Totten et al., 2002) Totten, G., Howes, M., Inoue. T., Handbook of residual stress and deformation of steel. Materials Park, Ohio : ASM International, 2002, 499 p.
- (Totten, 2007) Totten, G.E., Steel heat treatment: metallurgy and technologies. 2nd ed 2007, Boca Raton, FL: Taylor & Francis. 833 p.
- (Townsend e Zaretsky, 1982) Townsend, D. P.; Zaretsky, V.; "Effect of shot peening on the surface fatigue life of carburized and hardened AISI 9310 spur gears", NASA Technical Paper 2047, 1982.
- (Underwood et al., 1997) Underwood J. H.; Macdonald B. D., Mitchell M. R., Fatigue and fracture mechanics: 28th volume. ASTM Committee E-8 on Fatigue and Fracture, ASTM International, 1997, p690.
- (Van Acker et al., 1996) K. van Acker, J. Root, P. van Houte, E. Aernoudt: "Neutron Diffraction measurement of the residual stress in the cementite and ferrite phases of cold-drawn steel wires", Acta ma-ter., 10 (1996), p. 4039. [http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454\(96\)00051-1](http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454(96)00051-1)
- (Volkmoth et al., 2001) Volkmoth, J., Sjöblom, U., Slycke, J., Thuvander, A.: Effect of uneven residual stresses on dimensional changes and variations of through hardening bearing steel, in Proc. 20th ASM Heat Treating Conf., ASM International, 2001, p153-169
- (Wang, 2002) Wang, Z. "Residual Stress in the forming of Materials". ASM Handbook of residual stress and deformation of steel, ASM International, Ohio, 2002, p141.
- (Webster e Wimpory, 2001) Webster, G.A. and R.C. Wimpory, Non-destructive measurement of residual stress by neutron diffraction. Journal of Materials Processing Technology, 2001. 117(3): p. 395-399. [http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136\(01\)00802-0](http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136(01)00802-0)
- (Wegner, 1976) Wegner, U.: Eigenspannungen; Entstehung, Ermittlung und Auswirkung- insbesondere bei den Ziehwerkstoffen. Draht, 27, 1976, S 133-138 und Teil II S. 289-291 und Teil III S. 433-438
- (Willemse, 1985) Willemse, P.F., Naughton, B.P., Effect of small drawing reductions on residual surface stresses in thin Cold-Dran steel wire, as measured by X-Ray diffraction. Mater. Sci. and Technol. 1985, S.41-44
- (Wistreich, 1958) Wistreich, J.; "The fundamentals of wire drawing", Met. Rev. 3 (1958), pp. 97-142.
- (Wright, 2011) Wright RN. Wire technology: process engineering and metallurgy. Burlington, MA: Butterworth-Heinemann/Elsevier; 2011. xv, 320 p.

- (Wu et al., 2000) Wu, B. J.; Chan, L.C.; Lee, T.C.; Ao, L.W.; "A study on the precision modeling of the bars produced in two cross-roll straightening". Journal of Materials Processing Technology 99, 2000, p202-206. [http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136\(99\)00421-5](http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136(99)00421-5)
- (Yanhuai et al., 2005) Yanhuai et al., Calculation of Relaxation of Residual Stress and Change of Yield Strength in Shoot Penned Layer, Material Science Forum, p.396-403, 2005. <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.490-491.396>
- (Yoshimura et. al., 2009) Yoshimura H, Demiya H, Mihara Y. Effect of Contacting Ratio on Roundness in Straightening Process of Steel Tube. Tetsu to Hagane-Journal of the Iron and Steel Institute of Japan, v. 95, n. 11, p. 801-806, Nov 2009.
- (Yuan et al., 2003) Yuan, J.; Kang, J.; Rong, Y.; Sisson Jr., R.: Finite element analysis of induction hardening process of steel. In: Proc. 22th Heat Treating Soc. Conf. & 2nd Int. Surf. Eng. Congr., 15.-17. Sept. 2003, Indianapolis USA. 2003, 104-111
- (Yu e Lau, 1999) Yu, X.X., Lau, W.S.; "A finite-element analysis of residual stress in stretch grinding". Journal of Materials Processing Technology 94, 1999, p13–22. [http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136\(98\)00409-9](http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136(98)00409-9)
- (Zoch, 2006) Zoch, H. W.; "From Single Production Step to Entire Process Chain – the Global Approach of Distortion Engineering". Mat.-wiss. u. Werkstofftech. 2006, 37, No. 1. p6-10. <http://dx.doi.org/10.1002/mawe.200500958>
- (Zoch, 2008) Zoch H. W., Distortion engineering: vision or ready to application? Proc. 2nd Int. Conf. On Distortion Engineering IDE 2008, 17.-19. September 2008, Bremen, Germany, p. 3-12.
- (Zoch, 2012) Zoch HW. Distortion engineering – interim results after one decade research within the Collaborative Research Center. Distortion Engineering – ein Zwischenbericht nach einem Jahrzehnt des Sonderforschungsbereichs. Materialwiss Werkst. 2012;43(1-2):9-15. <http://dx.doi.org/10.1002/mawe.201100881>
- (Yoshida et al., 2010) Yoshida, M., M. Asakawa, and S. Kajino, Improvement of straightness in rotational blade straightener for superfine wire. Wire Journal International, 2010. 43(9): p. 64-70.
- (Yoshida e Sugiyama, 2009) Yoshida K, Sato H, Sugiyama T. Tensile Straightening and Roller Straightening of Fine Drawn Wire. Tetsu to Hagane, 2009, 95 (11):788-793
- (Yoshimura, 2009) Hidenori Yoshimura, Hisashi Demiya and Yutaka Mihara. Effect of Contacting Ratio on Roundness in Straightening Process of Steel Tube. Tetsu-to-Hagane 95(11), p801-806, 2009.