

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

PPGEM

HETEROGENEIDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURAS DURANTE O
PROCESSO DE TREFILAÇÃO COMBINADA DO AÇO SAE 1045

Eduardo Möller Ferlauto

**DISSERTAÇÃO PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE MESTRE
EM ENGENHARIA**

Porto Alegre
2011

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

PPGEM

HETEROGENEIDADES MECÂNICAS DURANTE O PROCESSO DE TREFILAÇÃO
COMBINADA DO AÇO SAE 1045

EDUARDO MÖLLER FERLAUTO
Engenheiro Mecânico

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGEM, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Processos de Fabricação

Porto Alegre
2011

Esta dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração em Ciência dos Materiais, e aprovada em sua forma final, pelo orientador e pela Banca Examinadora do Programa de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Nestor Cezar Heck
Prof. Dr. Wagner Viana Bielefeldt
Prof. Dr. Mário Wolfart

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker, PPGEM/UFRGS
Coordenador do PPGEM 2011

Dedico esta dissertação a minha querida família e namorada.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a toda a minha família, especialmente a minha mãe e avós pela educação transmitida ao longo da minha vida e todo apoio dado para a realização do trabalho.

Aos meus queridos irmãos, Bruna e Fabrício, que muito me ajudaram nessa trajetória.

A minha namorada Bruna pela paciência, compreensão e muito apoio dado durante os momentos dedicados ao curso.

A equipe do LDTM, em especial ao engenheiro Rafael Nunes, por todo apoio dado ao longo de todo trabalho e procedimentos realizados.

A toda equipe da Gerdau Aços Especiais Piratini, em especial ao ex-colega Jader do laboratório de ensaios da usina, pelo apoio dado na realização dos procedimentos experimentais.

A equipe da célula de Trefilas da Gerdau Aços Especiais Piratini pelo envolvimento na retirada de amostras e testes realizados no equipamento.

Ao Professor Alexandre da Silva Rocha pelo conhecimento, experiência e atenção, proporcionados durante a realização deste trabalho.

Ao programa BRAGECRIM, possibilitando o desenvolvimento do trabalho.

Ao CNPq e FINEP pelo apoio financeiro.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	VIII
LISTA DE TABELAS	XIII
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	XIV
RESUMO	XVI
ABSTRACT	XVII
1.0 INTRODUÇÃO.....	1
2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2.1 Processo de trefilação	3
2.2 Processo de Trefilação combinada.....	4
2.2.1 Pré-endireitamento.....	4
2.2.2 Decapagem mecânica por Jateamento por Granalha	6
2.2.3 Etapa Trefilação.....	7
2.2.4 Processo de polimento e endireitamento por rolos côncavos e convexo (PERC)	16
2.3 Tensões Residuais na conformação de metais	17
2.4 Tipos de Tensões Residuais.....	20
2.4.1 Tensões Residuais Macroscópicas.....	20
2.4.2 Tensões Residuais Microscópicas	21
2.5 Efeitos das tensões residuais.....	21
2.6 Métodos de Medição de tensões residuais.....	22
2.6.1 Método do furo cego.....	23
2.6.2 Difração de raios-x.....	25
2.7 Inclusões nos aços e influências nas suas propriedades	27
2.7.1 Métodos para avaliação das inclusões em aços.....	30
3.0 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	34
3.1 Processo de Fabricação do material antes da trefilação	34
3.1.1 Laminação e Tratamento Térmico.....	34

3.2	Metodologia	35
3.2.1	Microdureza: Preparação das amostras e procedimento de medição.....	38
3.2.2	Análise Microestrutural (Microanálise e Metalografia): Preparação das amostras e procedimento de análises	40
4.0	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	44
4.1	Análise química das amostras.....	44
4.2	Caracterização metalográfica das amostras.....	44
4.3	Análise de microdureza	49
4.4	Caracterização das inclusões das amostras.....	55
4.5	Caracterização das tensões residuais das amostras	60
4.5.1	Etapa de pré-endireitamento.....	61
4.5.2	Etapa de Jateamento.....	63
4.5.3	Etapa de Trefilação utilizando método de difração por raios-X.....	64
4.5.4	Etapa de Trefilação utilizando método hole-drilling	69
4.5.5	Etapa de endireitamento e polimento por rolos côncavo e convexo (PERC) utilizando método de difração por raios-X.....	73
4.5.6	Etapa de endireitamento e polimento por rolos côncavo e convexo (PERC) utilizando método hole-drilling	79
4.6	Discussões Gerais.....	82
5.0	CONCLUSÕES.....	85
6.0	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	86
7.0	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	87

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1	Etapas do processo de trefilação combinada (NUNES 2008).....	2
Figura 2.1	Etapas do processo de trefilação combinada	4
Figura 2.2	Arranjo de uma unidade de pré-endireitamento de rolos (PAECH 2002).....	5
Figura 2.3	Secção da espira durante o dobramento (PAECH 2002).....	5
Figura 2.4	Ilustração de uma turbina e seu princípio de funcionamento	6
Figura 2.5	Mecanismo de retirada de óxido através do jateamento de granalha	7
Figura 2.6	Ilustração de uma fieira, mostrando suas geometrias e regiões	8
Figura 2.7	Geometria da zona de deformação em uma fieira com material em processo (WANG & GONG 2002).....	9
Figura 2.8	Tensões atuantes na trefilação de barras cilíndricas (LANGE 1985).....	10
Figura 2.9	Círculos de Mohr para um ensaio de tração (CETLIN 2005).....	11
Figura 2.10	Estado aproximado de tensões e círculos de Mohr correspondente para o caso da trefilação (CETLIN 2005)	12
Figura 2.11	Esquematisação da deformação redundante (CETLIN 2005)	14
Figura 2.12	Influência do ângulo da fieira sobre as deformações cisalhantes (BUTTON 2001).....	14
Figura 2.13	Variação qualitativa de componentes de energia em trefilação de acordo com o ângulo da fieira α (ALTAN et. al. 1999).....	15
Figura 2.14	Processo de endireitamento e polimento por rolos (WU et. al. 2000).....	16
Figura 2.15	Relação entre temperatura, tensões e microestrutura	18
Figura 2.16	Superposição de um estado de tensões residuais e de um estado de tensões atuantes.	22
Figura 2.17	Roseta extensométrica tipo A (dimensões em mm) (ASTM E-837 -01 2002).....	24

Figura 2.18	Extensômetros de resistência elétrica Tipos A, B e C (ASTM E-837 -01 2002).....	25
Figura 2.19	Difração de raios x em um plano cristalino (FITZPATRICK et. tal 2005)....	26
Figura 2.20	Distância entre planos num material isento de tensões (LU 1996).....	27
Figura 2.21	Relação entre o tamanho médio das inclusões de óxidos com a resistência a fadiga e com a curva de fadiga em rolamentos de aço (MONNOT 1988) ..	28
Figura 2.22	Esquerda: representação do procedimento para tornar a microestrutura visível ao redor da inclusão não-metálica. Direita: secção transversal da superfície da inclusão. Micro-trincas e alterações na microestrutura podem ser observadas ao redor da inclusão (LAMBRINGHS 2010).	29
Figura 2.23	Secções transversais das inclusões. Micro-trincas e alterações na microestrutura podem ser observadas ao redor da inclusão (LAMBRINGHS 2010).	30
Figura 2.24	(A) Aço 1038 Inclusão tipo A1; (B) Aço 1018 Inclusão tipo C1; (C) Aço 1038 Inclusão tipo C1 (SABIHA 2008).....	33
Figura 3.1	Fluxograma de produção da Usina (GERDAU 2008).....	35
Figura 3.2	Etapas do processo de trefilação combinada.	36
Figura 3.3	Sistema de orientação na retirada das amostras após fieira de trefilação.....	36
Figura 3.4	Orientação da amostra para análise em relação à orientação da amostra de origem.....	39
Figura 3.5	Dimensões da amostra para análise.....	39
Figura 3.6	Procedimento para realização de identificações para medição de microdureza ..	40
Figura 3.7	Dimensão das amostras para análise de micro-inclusões	41
Figura 4.1	Amostra Fio-máquina analisada via microscopia óptica, corte transversal próximo ao núcleo da amostra, estrutura perlítica (região escura) e ferrita (região clara), ataque nital 2%, aumento 200x.....	45
Figura 4.2	Amostra Fio-máquina analisada via MEV no sentido longitudinal da amostra (sentido de trefilação) próximo ao núcleo, estrutura perlítica (região clara) e ferrita (região escura), aumento 2000x.....	45
Figura 4.3	Amostra Fio-máquina analisada via MEV no sentido longitudinal da amostra (sentido de trefilação) próximo a superfície, estrutura perlítica (região clara) e ferrita (região escura), aumento 2000x.....	46
Figura 4.4	Amostra Fio-máquina analisada via MEV no sentido longitudinal da amostra (sentido de trefilação) próximo ao núcleo, estrutura perlítica (região clara) e ferrita (região escura), aumento 5000x.....	46

Figura 4.5	Amostra Barra trefilada analisada via microscopia óptica, corte transversal próximo ao núcleo da amostra, estrutura perlítica (região escura) e ferrita (região clara), ataque nital 2%, aumento 200x.....	47
Figura 4.6	Amostra Barra trefilada analisada via MEV no sentido longitudinal da amostra (sentido de trefilação) próximo ao núcleo, estrutura perlítica (região clara) e ferrita (região escura), ataque nital 2%, aumento 2000x.....	47
Figura 4.7	Amostra Barra trefilada analisada via MEV no sentido longitudinal da amostra (sentido de trefilação), próximo ao núcleo, estrutura perlítica (região clara) e ferrita (região escura), ataque nital 2%, aumento 5000x.....	48
Figura 4.8	Amostra Barra trefilada analisada via MEV no sentido longitudinal da amostra (sentido de trefilação), próximo a superfície, estrutura perlítica (região clara) e ferrita (região escura), ataque nital 2%, aumento 2000x.....	48
Figura 4.9	Amostra Barra trefilada analisada via MEV no sentido longitudinal da amostra (sentido de trefilação), próximo a superfície, estrutura perlítica (região clara) e ferrita (região escura), ataque nital 2%, aumento 5000x.....	49
Figura 4.10	Perfil de microdureza da amostra pré-endireitada com incrementos de 0,5 mm medidos em quatro pontos diferentes da amostra.....	50
Figura 4.11	Perfil de microdureza da amostra jateada com incrementos de 0,5 mm medidos em quatro pontos diferentes da amostra	50
Figura 4.12	Perfil de microdureza da amostra trefilada (ângulo de fieira de 15°) com incrementos de 0,5 mm medidos em quatro pontos diferentes da amostra	51
Figura 4.13	Perfil de microdureza da amostra trefilada (ângulo de fieira de 20°) com incrementos de 0,5 mm medidos em quatro pontos diferentes da amostra	52
Figura 4.14	Comparação entre os perfis de microdureza das amostras trefiladas (ângulo de fieira de 15° e 20°) com cada profundidade representando a média das medidas de dureza realizada nas quatro posições (0°, 90°, 180° e 270°)	52
Figura 4.15	Comparação entre os perfis de microdureza das amostras trefiladas (ângulo de fieira de 15° e 20°) com a amostra jateada e com cada profundidade representando a média das medidas de dureza realizada nas quatro posições (0°, 90°, 180° e 270°)	53
Figura 4.16	Comparação entre os perfis de microdureza da amostra trefilada (ângulo de fieira de 15°) com as amostras endireitadas com ângulos entre os rolos da PERC de 15°, 16° e 18°.	54
Figura 4.17	Inclusões na Amostra 7 pré-endireitada analisada via MEV no sentido longitudinal da amostra (sentido de trefilação).....	56
Figura 4.18	Inclusões na amostra 6 (Etapa PERC com ângulo de 15°) analisada via MEV no sentido longitudinal da amostra (sentido de trefilação)	56

Figura 4.19	Inclusões na amostra 5 (Etapa trefilação com fieira com ângulo de 15°) analisada via MEV no sentido longitudinal da amostra (sentido de trefilação)	57
Figura 4.20	Inclusões na amostra 4 (Etapa jateamento) analisada via MEV no sentido longitudinal da amostra (sentido de trefilação).....	57
Figura 4.21	Inclusões na amostra 3(Etapa PERC com ângulo de 18°) analisada via MEV no sentido longitudinal da amostra (sentido de trefilação)	58
Figura 4.22	Inclusões na amostra 2 (Etapa Trefilação com ângulo de 20°) analisada via MEV no sentido longitudinal da amostra (sentido de trefilação).	58
Figura 4.23	Inclusões na amostra 1 (Etapa PERC com ângulo de 16°) analisada via MEV no sentido longitudinal da amostra (sentido de trefilação)	59
Figura 4.24	Tensões Residuais Longitudinais nas amostras do fio-máquina pré-endireitado dos dois grupos de amostras utilizando método de difração por raios-X.....	62
Figura 4.25	Tensões Residuais Longitudinais na amostra jateada dos dois grupos utilizando método de difração por raios-X	63
Figura 4.26	Tensões Residuais Longitudinais nas amostras trefiladas dos dois grupos com fieira com ângulo de 15° utilizando método de difração por raios-X.....	64
Figura 4.27	Tensões Residuais Longitudinais nas amostras trefiladas dos dois grupos com fieira com ângulo de 20° utilizando método de difração por raios-X.....	64
Figura 4.28	Comparação entre o perfil das tensões residuais das amostras trefiladas do segundo grupo com ângulos de fieira de 15° e 20° e amostra Pré-Endireitada utilizando método de difração por raios-X	65
Figura 4.29	Comparação entre as tensões residuais das amostras trefiladas do primeiro grupo com ângulos de fieira de 15° (revestida) e 20° utilizando método de difração por raios-X.....	66
Figura 4.30	Comparação entre as tensões residuais das amostras trefiladas do primeiro grupo com ângulos de fieira de 15° (revestida) e do segundo grupo com ângulos de fieira 20° utilizando método de difração por raios-X.	66
Figura 4.31	Regiões da fieira, Zona I região de entrada; Zona II região de trabalho, Zona III Região cilíndrica para calibração; Zona IV região de saída para recuperação elástica. (BUTTON 2001).	67
Figura 4.32	Ilustração esquemática da Zona II da fieira identificando alteração de comprimento gerada após a transformação para um ângulo α menor. (WANG & GONG 2002).....	68
Figura 4.33	Tensões residuais da amostra 1b do primeiro grupo, trefilada com ângulo de 15° utilizando método hole-drilling	70

Figura 4.34	Tensões envolvidas na zona de conformação da fieira (CETLIN 2005).....	71
Figura 4.35	Tensões residuais das amostra 1b do primeiro grupo e 2b do segundo grupo, trefiladas com ângulo de 15° e 20° utilizando método hole-drilling.....	72
Figura 4.36	Perfil de tensões residuais longitudinais para barra trefilada com ângulo de fieira de 20°, medição por difração de raios-X (NUNES 2008).....	73
Figura 4.37	Comparação entre as tensões residuais das amostras 1c e 2c, para amostra polida e endireitadas por rolos côncavo e convexo com ângulo de 16° utilizando método de difração por raios-X.	74
Figura 4.38	Comparação entre as tensões residuais das amostras 1d e 2d, para amostra polida e endireitadas por rolos côncavo e convexo com ângulo de 18° utilizando método de difração por raios-X.	75
Figura 4.39	Comparação entre as tensões residuais das amostras 1d e 2c, para amostra polida e endireitada por rolos côncavo e convexo com ângulos de 16° e 18° utilizando método de difração por raios-X.	77
Figura 4.40	Comparação entre as tensões residuais das amostras 1c e 1d, para amostra polida e endireitada por rolos côncavo e convexo com ângulos de 16° e 18° utilizando método de difração por raios-X.	78
Figura 4.41	Comparação entre as tensões residuais das amostras 1c e 1d, para amostra polida e endireitada por rolos côncavo e convexo com ângulos de 16° e 18° utilizando método hole-drilling.	80
Figura 4.42	Comparação entre as tensões residuais das amostras 1c, 1d e 2c, para amostra polida e endireitada por rolos côncavo e convexo com ângulos de 16° e 18° com ângulo de fieira de 15° e 20° utilizando método hole-drilling.	81
Figura 4.43	Comparação entre as tensões residuais a cada etapa de processo para os dois grupos de amostras	82

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1	Comparação entre os métodos para caracterização das inclusões não metálicas em aços (ATKINSON 2003).....	31
Tabela 3.1	Amostras do processo de trefilação combinada.....	37
Tabela 3.2	Amostras do segundo grupo analisadas via MEV e submetidas a ensaio de microdureza.....	38
Tabela 3.3	Comprimento total das inclusões pelo nível de severidade(método A) (ASTM E45-97)	42
Tabela 3.4	Largura e Parâmetros do diâmetro das inclusões(método A) (ASTM E45-97)	42
Tabela 4.1	Análise química do aço ABNT 1045.....	44
Tabela 4.2	Resultados da classificação das inclusões para cada amostra utilizando o método A da norma ASTM E45-97	55
Tabela 4.3	Descrição dos parâmetros de processo utilizados para cada amostra	55
Tabela 3.1	Amostras do processo de trefilação combinada.....	60
Tabela 3.2	Amostras do segundo grupo analisadas via MEV e submetidas a ensaio de microdureza.....	61
Tabela 4.4	Parâmetros de processamento do material, Figura 4.33	70
Tabela 4.5	Parâmetros de processamento do material, Figura 4.35	72
Tabela 4.6	Parâmetros de processamento do material, Figura 4.37	74
Tabela 4.7	Parâmetros de processamento do material, Figura 4.38	75
Tabela 4.8	Parâmetros de processamento do material, Figura 4.39	76
Tabela 4.9	Parâmetros de processamento do material, Figura 4.40	77
Tabela 4.10	Parâmetros de processamento do material, Figura 4.41	79

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

r	raio da barra;
Mt	momento fletor;
x	coordenada na posição horizontal dos rolos pré-endireitadores;
y	coordenada na posição vertical dos rolos pré-endireitadores;
ε_x	deformação do material na posição horizontal dos rolos pré-endireitadores;
σ_x	tensão no material na posição horizontal dos rolos pré-endireitadores;
β	semi-ângulo de entrada;
α	semi-ângulo de trabalho;
γ	semi-ângulo de saída;
Rc	Rockwell “C”;
Δ	parâmetro delta;
h	diâmetro da barra;
h_0	diâmetro da inicial da barra;
h_l	diâmetro da final da barra;
L	comprimento de contato entre fiação e material;
D	diâmetro da barra;
σ_r	tensão radial compressiva;
σ_t	tensão trativa;
σ_r	tensão radial compressiva;
τ	tensão tangencial;
σ_1^A	tensão na direção 1 posição A;
σ_1^B	tensão na direção 1 posição B;
σ_1^C	tensão na direção 1 posição C;
σ_1^D	tensão na direção 1 posição D;
$\tau_{m\acute{a}x}$	tensão cisalhante máxima;
σ_1	tensão na direção 1;
σ_2	tensão na direção 2;

σ_3	tensão na direção 3;
F	força de trefilação;
α_0	área inicial;
α_1	área final;
k_{fm}	resistência média ao escoamento;
μ	coeficiente de atrito;
α_0	ângulo ótimo de fieira;
E_T	energia total de trefilação;
E_U	energia devido a deformação homogênea;
E_R	energia devido a deformação pelo cisalhamento;
E_A	energia devido a deformação pelo atrito;
δ	ângulo entre os rolos hiperbólicos;
<i>PERC</i>	polimento e endireitamento por rolos cruzados;
θ	ângulo de difração;
d	distância interplanar;
λ	comprimento de onda;
a	profundidade de corte;
<i>PVD</i>	processo de deposição à vácuo;
<i>HV</i>	dureza Vickers;

RESUMO

Este trabalho estuda o processo de trefilação combinada do aço SAE 1045, que consiste nas etapas de pré-endireitamento com múltiplos rolos, jateamento, trefilação, corte e endireitamento por rolos, tendo como produto final barras acabadas trefiladas. Este produto final é empregado na fabricação de hastes de amortecedores para indústria automotiva.

O Objetivo do estudo é de entender como são geradas e como se comportam as principais heterogeneidades mecânicas do material processado e a influência dos parâmetros do processo e das características do material na formação e modificação dessas heterogeneidades, buscando como resultado parâmetros otimizados para o processo.

Foram variados no processo três parâmetros e avaliadas a interação existente entre eles. Os parâmetros modificados foram ângulo da ferramenta de trefilação (fieira), o ângulo de endireitamento e polimento por rolos cruzados (PERC) e a colocação de revestimento de carbo-nitreto de titânio (TiCN) no núcleo da ferramenta de trefilação (fieira). Foi realizada caracterização do aço, como microestrutura, composição química e microdureza. As tensões residuais superficiais das amostras foram caracterizadas utilizando o método de difração de raios-X. Após avaliação das tensões residuais superficiais, foi analisada a variação das tensões com a profundidade através do método do furo cego (hole-drilling). A classificação das inclusões foi de acordo com o método microscópico A (“piores campos”) da norma ASTM E45-97, feita através da maior severidade encontrada analisando o material aleatoriamente através de varredura com microscópio em sua superfície.

Os resultados obtidos permitiram conhecer a combinação de ângulo de fieira e de endireitamento por rolos cruzados (PERC) mais favoráveis para gerar níveis baixos de tensões residuais. Além do ângulo, foi possível verificar que a geometria das zonas da ferramenta de trefilação (fieira) influencia os níveis de tensões residuais após a trefilação. O núcleo da fieira com revestimento em todos os ensaios realizados apresentou menores níveis de tensões residuais, mostrando ser uma condição importante para a otimização do processo principalmente para a redução das tensões trativas após a trefilação.

Palavras chaves: trefilação, tensões, ângulo de fieira.

ABSTRACT

This paper studies the process of cold drawing combined SAE 1045 steel, which consists of the steps with multiple pre-straightening rolls, sandblasting, drawing, cutting and straightening by rollers, with the final product finished extruded bars. This final product is used in the manufacture of rods of shock absorbers for the automotive industry.

The objective of the study is to understand how they are generated and how they behave the main mechanical heterogeneities of the processed material and the influence of process parameters and material characteristics of the formation and modification of these heterogeneities, seeking as a result the optimized parameters for the process.

We varied three parameters in the process and evaluated the interaction between them. The parameters were modified angle of wire drawing tool (spinneret), the angle of straightening and polishing rolls (PERC) and the placement of coating titanium carbo-nitride (TiCN) in the core of the wire drawing tool (spinneret). We performed characterization of steel, such as microstructure, chemical composition and microhardness. The surface residual stresses of the samples were characterized using the method of X-ray diffraction. After evaluation of surface residual stresses, we analyzed the variation of stress with depth by the method of blind hole (hole-drilling), Classification of inclusions was according to the microscopic method ("worst fields") of ASTM E45 -97, made more severe by analyzing the material found randomly through scanning with microscope on its surface.

The results obtained allow us to know the combination of angle stringer and straightening by rollers (PERC) more favorable to generate low levels of residual stresses. In addition to the angle, we found that the geometry of the areas of wire drawing tool (spinneret) influence the levels of residual stress after wire drawing. The core of the spinneret clad in all tests had lower levels of residual stress, proving to be an important condition for the optimization of the process mainly to the reduction of tensile stress after wire drawing.

Keywords: wire drawing, tension, angle of die.

1.0 INTRODUÇÃO

A alta competitividade do mercado exige atualmente dos processos industriais alta eficiência e produtos de extrema qualidade. As empresas globalizadas que querem permanecer na disputa precisam otimizar seus processos e implementar em suas rotinas o conceito da melhoria contínua.

Na indústria metal-mecânica as empresas não são diferentes, investem cada vez mais em novas tecnologias, pesquisas e equipamentos de ponta, para assim conquistar a confiança e credibilidade do cliente com seu produto diferenciado. Um dos principais problemas enfrentados na indústria desse setor são as heterogeneidades mecânicas do tipo distorções de forma, diretamente ligadas às tensões residuais originadas no processo de conformação do material.

Este trabalho foi realizado com objetivo de entender como são geradas e como se comportam as tensões residuais em barras trefiladas, a cada etapa do processo, para possibilitar maior controle dos parâmetros e propriedades do material, resultando conseqüentemente na obtenção de um produto com propriedades desejadas, favorecendo a utilização pelos clientes devido a menores perdas de matéria-prima com produtos não conforme.

A trefilação combinada é um processo de produção de barras no quais diferentes equipamentos estão dispostas em linha, operações diversas ocorrem em seqüência (RIVOLTA et. al. 2004). A matéria-prima é o fio-máquina laminado a quente e fornecido em bobinas.

As tensões residuais no processo de trefilação combinada podem apresentar variações de comportamento durante o processo, passando de compressivas a trativas conforme a etapa de processamento. Na primeira etapa a bobina é colocada em um desbobinador, sendo posteriormente pré-endireitada horizontal e verticalmente. As tensões podem variar de trativas a compressivas, dependendo da posição periférica da barra (WANG 2002). Após, é realizada a limpeza para remoção de carepas do fio-máquina através do jateamento de granalhas. Após limpo, ele pode ser trefilado e logo após cortado, passando a ser denominado barra trefilada. Esta etapa induz tensões trativas (WANG 2002), (AKIKAZU et. al. 2001).

As barras trefiladas são posteriormente polidas e endireitadas por rolos cruzados (PERC), com tensões residuais compressivas sendo induzidas nessa última etapa (PAECH 2002).

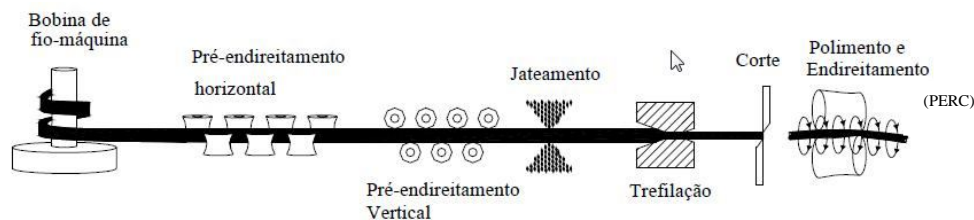


Figura 1.1 Etapas do processo de trefilação combinada (NUNES 2008)

A cada etapa ocorrem variações no comportamento das tensões internas e superficiais do material, influenciadas pelos parâmetros do processo e características do próprio material. As inclusões presentes no metal influenciam nessas propriedades mecânicas e conseqüentemente a trefilabilidade do material. O impacto depende da quantidade, tamanho, distribuição e propriedades das mesmas (PILARCZYK et. al. 2002).

No trabalho, foram revisados conceitos fundamentais sobre cada etapa do processo de trefilação combinada, tensões residuais e seus efeitos. A caracterização das inclusões nos aços, a influência em suas propriedades, e alguns dos principais métodos para avaliação de inclusões foram discutidos também.

Os métodos de medição de tensões residuais utilizados neste trabalho para a caracterização das tensões residuais foram abordados na revisão bibliográfica, sendo estes: difração de raios-X e hole-drilling.

O procedimento experimental aborda a metodologia utilizada para a retirada das amostras durante o processo de fabricação, de que forma elas foram analisadas pelas técnicas de medição de tensões residuais e a preparação das amostras para a realização do procedimento de medição de microdureza e de micro-análise para classificação das inclusões presentes.

Na etapa de resultados, são mostrados os dados obtidos de tensões residuais, análises metalográficas e de microdureza das amostras, bem como as análises das inclusões e demais resultados obtidos. Também foi realizada uma discussão geral para todos os resultados obtidos.

Nas conclusões são enfatizados os principais resultados obtidos e também as alterações de parâmetros do processo que foram fundamentais para obtenção de um produto final com características desejadas.

2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Processo de trefilação

Os processos de conformação mecânica existentes são diversos, mas todos com o mesmo objetivo básico: produzir uma modificação na forma e/ou constituição do material. A conformação dos metais é dividida em a quente e a frio. Toda operação de conformação que é realizada com temperatura abaixo da de recristalização do material é definida conformação a frio. Simplificando pode-se dizer operações realizadas a temperatura ambiente. As operações mais comuns, como exemplo são: Trefilação, extrusão e forjamento. Uma grande quantidade de produtos metálicos ou de ligas metálicas, tais como tubos, barras e fios com diferentes secções tem como processos de acabamento a trefilação à frio (WANG & GONG 2002).

A trefilação é um dos processos de conformação mais antigos e mais importantes na fabricação de produtos metálicos contínuos de diversas geometrias possíveis. Independentemente do tipo de produto obtido, a trefilação caracteriza-se sempre pelo tracionamento do produto trefilado através de uma matriz que lhe confere a geometria e dimensões especificadas (LANGE 1985).

A trefilação é uma das técnicas mais aplicadas nas indústrias de manufatura. O processo consiste em forçar a passagem do metal através de um orifício calibrado (chamado fieira) mediante a aplicação de uma força de tração à saída desta fieira, produzindo material com menor secção transversal (KO 2007). Trata-se de um processo mecânico que confere ao material precisão dimensional e melhores propriedades mecânicas. A finalidade do processo de trefilação é a obtenção de fio, barra, ou tubo de dimensões, acabamento superficial e propriedades mecânicas controladas (DIETER 1981).

Normalmente, a trefilação é realizada à temperatura ambiente podendo ser realizada em diversos passes através das fieiras dispostas em seqüência. Em alguns casos, operações de recozimento intermediárias podem ser necessárias para eliminar os efeitos do encruamento, dependendo do grau de redução final desejado (WANG & GONG 2002).

2.2 Processo de Trefilação combinada

Os processos modernos de trefilação combinada de barras trefiladas a partir de fio-máquina de aço laminado são constituídos por diferentes equipamentos dispostos em linha, permitindo operações diversas em seqüência, tais como pré-endireitamento por rolos, decapagem mecânica por jateamento de granalha, trefilação, corte por cisalhamento, endireitamento de precisão e chanframento (RIVOLTA et. tal. 2004).

O pré-endireitamento é realizado por múltiplos rolos transformando o fio-máquina em barras. As barras são decapadas por jateamento de granalha para remoção da carepa e preparação da superfície para trefilar. Na trefilação as barras sofrem uma redução de secção a frio através da passagem pela fieira, que possui um orifício calibrado. É utilizado apenas um passe de trefilação, que significa a passagem do material através de uma única fieira. O endireitamento final e polimento são realizados por um conjunto de rolos hiperbólicos (um côncavo e outro convexo) que impõem uma curvatura rotativa e uma força de compressão transversal na barra ao passar pelo equipamento (RIVOLTA et. tal. 2004). A figura 2.1 ilustra esquematicamente todo processo. Cada etapa descrita será abordada abaixo.

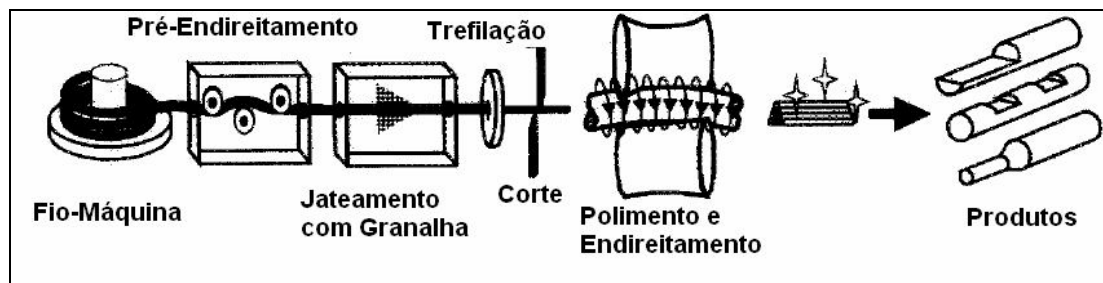


Figura 2.1 Etapas do processo de trefilação combinada (NUNES 2008)

2.2.1 Pré-endireitamento

A função clássica do processo de pré-endireitamento é transformar as espiras da bobina (matéria-prima) em material reto ou com uma curvatura definida (PAECH 2002). As bobinas formadas no processo de laminação representam vantagem em relação ao transporte quando comparadas as barras. Além disso, na trefilação, o processo é mais produtivo devido ao menor número de paradas para abastecimento.

O processo de pré-endireitamento é composto por dois conjuntos de rolos, dispostos na horizontal e vertical. O pré-endireitador horizontal possui seis rolos de endireitamento e na entrada dois rolos de tracionamento. O pré-endireitador vertical possui cinco rolos, sendo dois na parte superior e três na inferior.

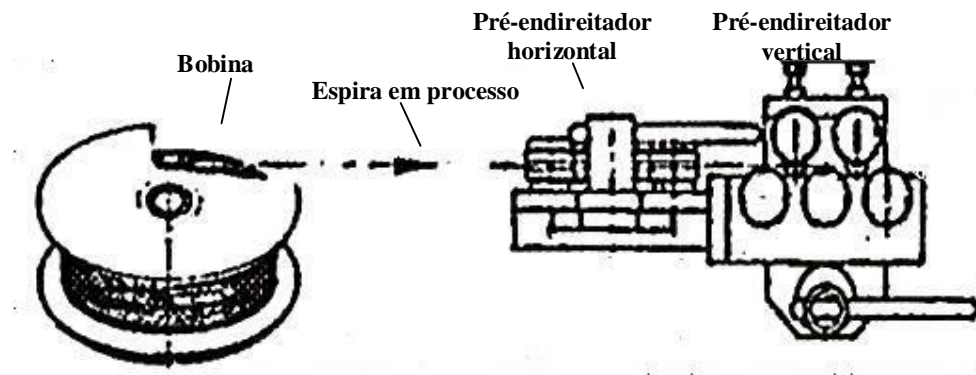


Figura 2.2 Arranjo de uma unidade de pré-endireitamento de rolos (PAECH 2002).

O mecanismo utilizado para realizar o endireitamento é a interferência à passagem do material através do ajuste dos rolos, que provocará momentos fletores no fio-máquina fazendo o endireitamento. A figura 2.3 mostra, como exemplo, a distribuição idealizada da tensão e deformação durante o dobramento sofrido pelo material no processo de pré-endireitamento (PAECH 2002).

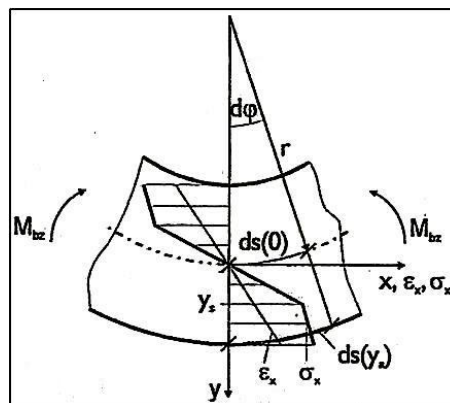


Figura 2.3 Seção da espira durante o dobramento (PAECH 2002).

2.2.2 Decapagem mecânica por Jateamento por Granalha

A etapa posterior ao pré-endireitamento é a decapagem mecânica por jateamento de granalha, realizada por quatro turbinas acionadas por motores elétricos (Figura 2.4). As turbinas estão dispostas em série, duas na parte superior do equipamento e duas na inferior, a um ângulo de 120° entre si, para cobrir todos os lados da superfície do material.

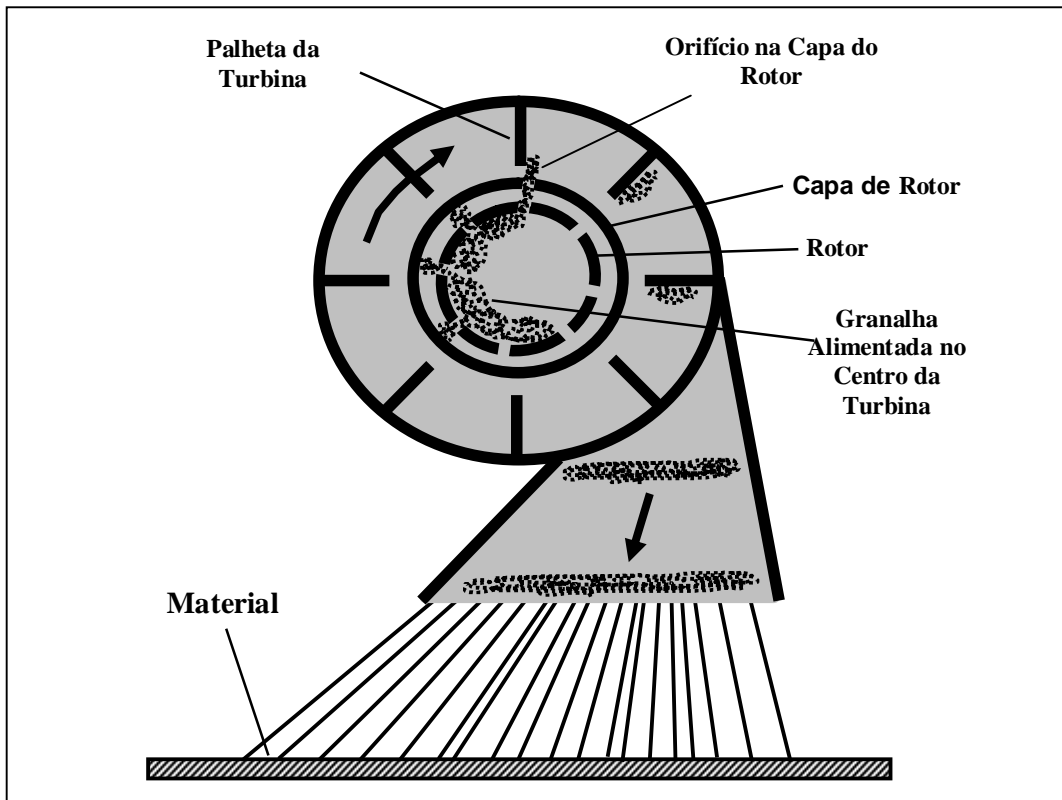


Figura 2.4 Ilustração de uma turbina e seu princípio de funcionamento

Neste processo, os grãos de granalha são lançados a alta velocidade contra a carepa (entre 250 a 290 km/hora), que se quebra e solta da superfície do material (Figura 2.5). A carepa quebrada cai do material e é também arrastada pelo jato de granalha (CETLIN 2005). No caso estudado, os grãos são de formato esférico pertencendo à classe S-170 de acordo com a norma SAE J444, a qual define a composição química e dispersão geométrica permitida, tendo um tamanho médio de 0,42 mm. Cada esfera produz uma

deformação plástica local, assim como as colisões sucessivas sujeitam a camada superficial a um carregamento cíclico (EZEILO 2003).

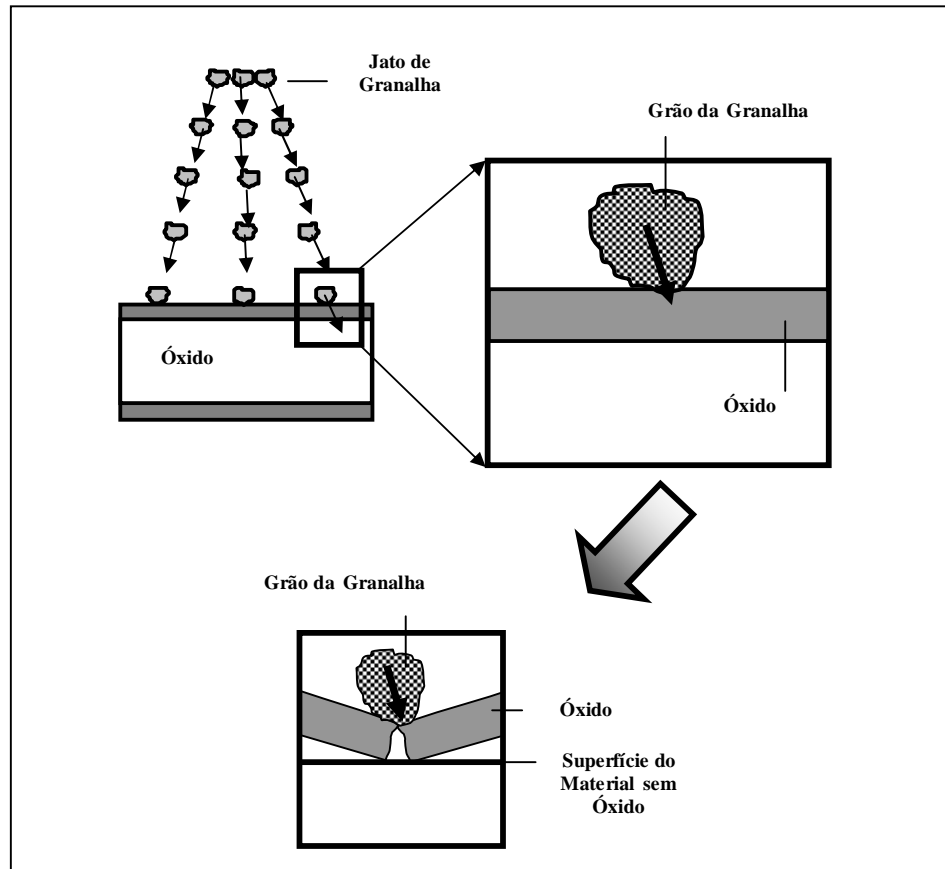


Figura 2.5 Mecanismo de retirada de óxido através do jateamento de granalha

2.2.3 Etapa Trefilação

O processo de trefilação conceitualmente foi abordado nos capítulos 2.1 e 2.2. Serão explorados neste capítulo alguns parâmetros relacionados ao processo e suas influências sobre o material.

Na figura 2.6 pode ser observado um detalhe da fieira empregada no processo.

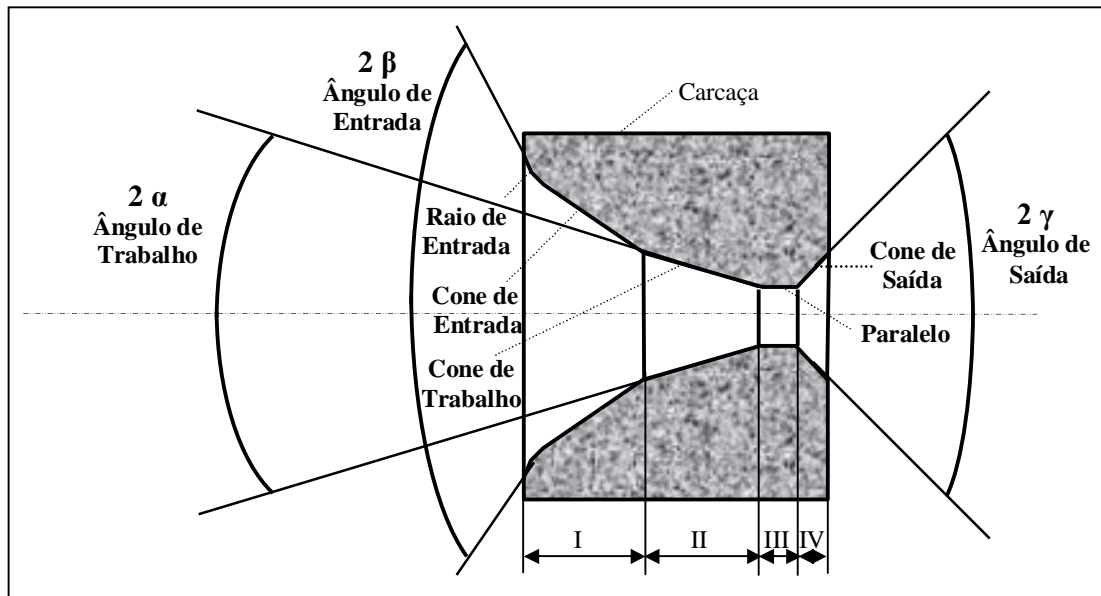


Figura 2.6 Ilustração de uma feira, mostrando suas geometrias e regiões

MAXWELL (2005) descreve as feiras como sendo constituída de um núcleo de material resistente ao desgaste e suficientemente duro para resistir aos esforços aplicados (usualmente carboneto de tungstênio), encarcado em outro material feito de aço com dureza entre 20 a 25 Rc, com a função de evitar a quebra do núcleo. A carcaça deve ajudar o núcleo a suportar a pressão interna do material em processo. Ele ainda cita os seguintes elementos geométricos na feira (Figura 2.6):

Zona I: Região de entrada, caracterizada pelo semi-ângulo β e destinada a guiar a barra de matéria prima;

Zona II: Região de trabalho, cônica convergente, caracterizada pelo semi-ângulo α , onde ocorre a deformação do material;

Zona III: Região cilíndrica, destinada à calibração do produto final pela definição de sua geometria e dimensões;

Zona IV: Região de saída, caracterizada pelo semi-ângulo γ , onde o produto sofre a recuperação elástica ao final do processo.

Adota-se o perfil cônico para o cone de trabalho (figura 2.8) por duas razões principais: primeiro, torna-se mais fácil a manufatura da feira e, em segundo lugar, porque facilita o arraste do lubrificante liquido para a zona de deformação, tornando a lubrificação mais eficiente neste caso (MARTINEZ 1998) (BUTTON 2001).

A geometria da zona de deformação de processos de conformação como a trefilação pode ser caracterizada por um simples parâmetro delta (Δ), definido como a razão entre o diâmetro médio do material em processo (h) pelo comprimento de contato entre fieira e material (L) ocorrido na zona II (Figuras 2.6 e 2.7) (WANG & GONG 2002).

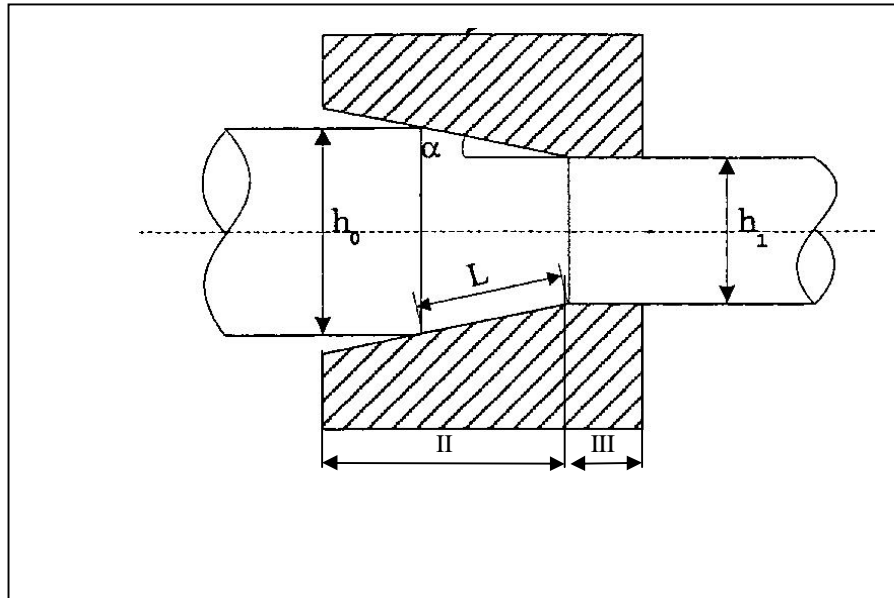


Figura 2.7 Geometria da zona de deformação em uma fieira com material em processo (WANG & GONG 2002).

O parâmetro delta (Δ) é definido na equação 2.1 (WANG & GONG 2002):

$$\Delta = \frac{h}{L} = \frac{(h_0 + h_1)/2}{(h_0 - h_1)/(2 \sin \alpha)} = \frac{[(h_0 + h_1)/\sin \alpha]}{(h_0 - h_1)} \quad \text{Eq. 2.1}$$

Pela fórmula, é possível verificar que Δ aumenta com o decréscimo da redução de área (h) e com aumento do ângulo da fieira (α). Alguns fabricantes de fieiras sugerem o parâmetro Δ próximo a três para minimizar as tensões de trefilação. Valores de Δ próximos a um implicam em zonas de deformação mais longas com maior contato do material com a fieira, resultando em maior atrito e geração de calor. No entanto, uma redução do desgaste da fieira e da geração de defeitos internos no material em processo é possível com Δ menor do que 1,5 (SHEMENSKI 1999). Para os arames finos as reduções por passe são de 15 a 25 por cento, enquanto para arames grossos a redução por passe pode ser de 20 a 50 por cento.

As velocidades de trefilação variam de cerca de 10 a 100 m/min. (DIETER 1981). CHEVALIER (1992) estudou a qualidade do fio trefilado em relação à qualidade do fio-

máquina (matéria-prima de partida do processo em estudo), constatando que o semi-ângulo de trabalho da feira (Figura 2.6) e a redução tem muita influência sobre a qualidade do produto. Concluiu que o coeficiente de atrito não tem influência direta na evolução dos defeitos do fio-máquina, contribuindo apenas para o aspecto superficial do produto. Utilizando o método de elementos finitos e uma função denominada “dano superficial”, concluiu ser possível otimizar a geometria da feira e, associado a um critério de avaria, prever as condições geométricas para que o defeito não ocorra.

As tensões mecânicas presentes no processo de trefilação podem ser analisadas considerando-se o esquema apresentado na Figura 2.8 para a trefilação de barras cilíndricas. A condição de tensão na zona de deformação do processo de trefilação é uma combinação de tensões trativas e compressivas (LANGE 1985). A maior parte do escoamento plástico é causada por esforços de compressão resultantes da reação do metal com a matriz (DIETER 1981).

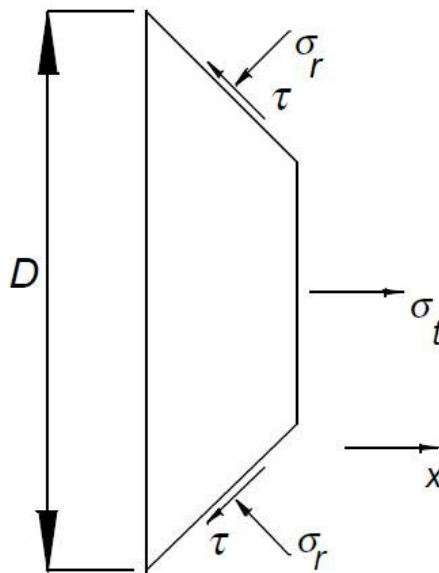


Figura 2.8 Tensões atuantes na trefilação de barras cilíndricas (LANGE 1985).

Pode-se definir três tensões atuantes na região de trabalho:

1. Tensão trativa (σ_x) na direção x devida ao tracionamento da barra;
2. Tensões radiais compressivas (σ_r) devidas à reação da parede cônica da fieira ao movimento axial da barra;
3. Tensões tangenciais (τ) devido ao atrito causado pelo movimento da barra em contato com a fieira.

A tensão necessária para trefilar o material (σ_{tref} , figura 2.9a) deve estar abaixo do limite de escoamento da barra que já passou pela fieira, para que esta não seja simplesmente tracionada, como em um ensaio de tração. No entanto, se a deformação desejada exigir uma aplicação de tensão acima de σ_1^D (Figura 2.9b), a barra sofrerá estricção e o produto obtido não mais será satisfatório (CETLIN 2005).

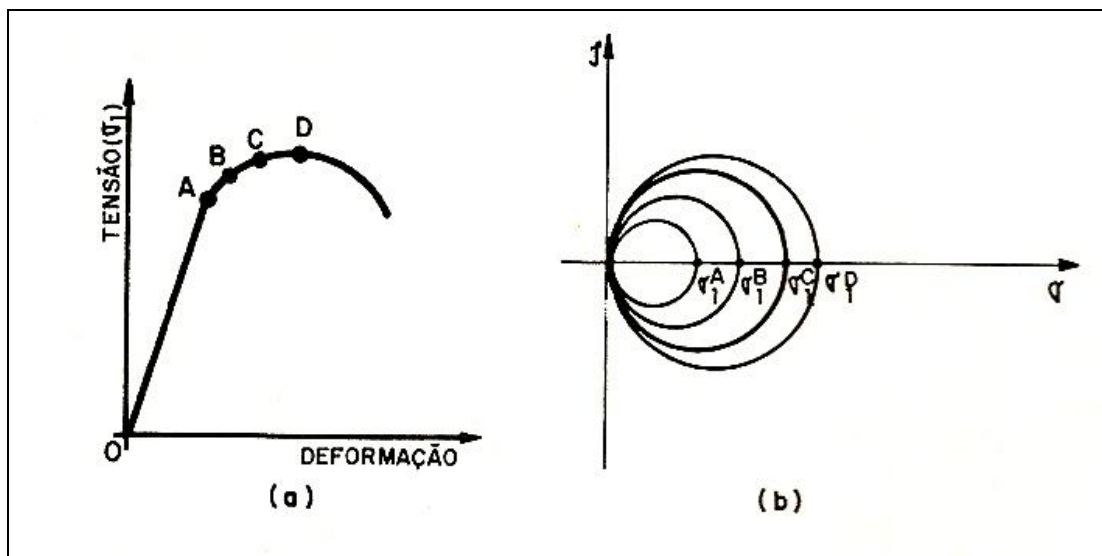


Figura 2.9 Círculos de Mohr para um ensaio de tração (CETLIN 2005)

Observa-se (Figura 2.10b) que a fieira muda o estado de tensões no arame em relação à tração pura, pela imposição de uma tensão de compressão. A consequência disso é um aumento de $\tau_{\text{máx}}$ sem necessidade de aumento de σ_1 (Figura 2.10c), que levaria a um aumento de σ_{tref} . A deformação plástica ocorrerá com mais facilidade dentro da fieira e

não haverá risco de deformação plástica ou estrição e fratura na barra já trefilada, devido a valores excessivos de σ_{tref} (CETLIN 2005)

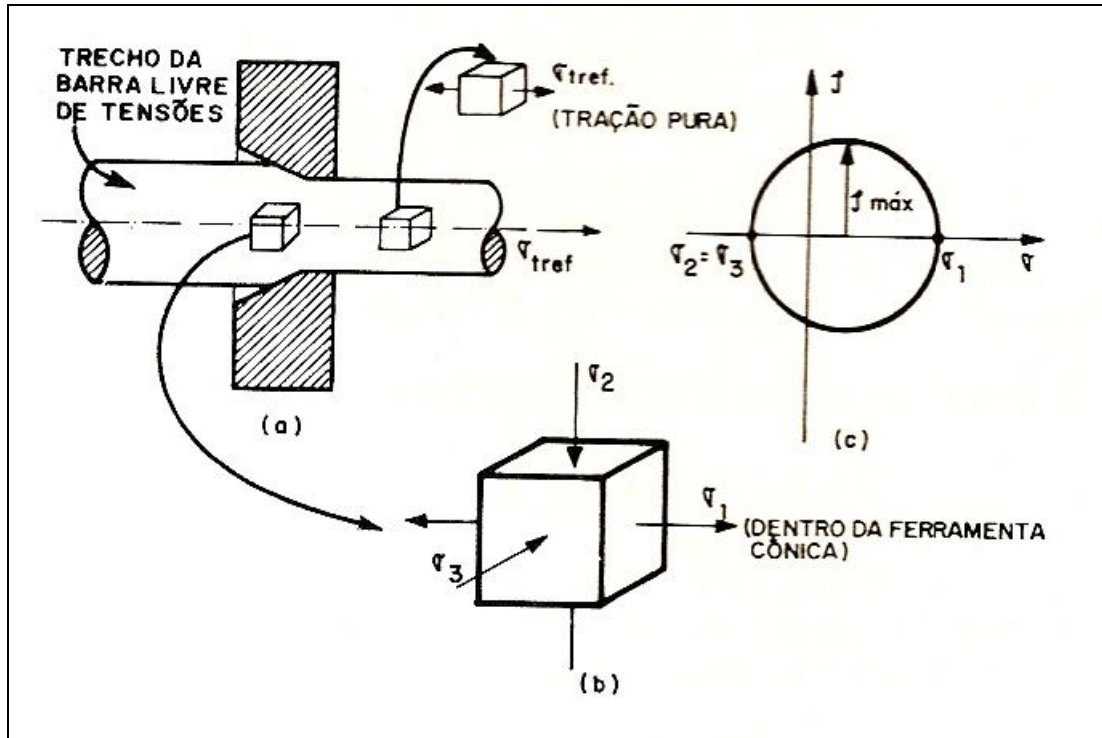


Figura 2.10 Estado aproximado de tensões e círculos de Mohr correspondente para o caso da trefilação (CETLIN 2005)

De acordo com o critério de escoamento de *Tresca*, a deformação plástica se iniciará quando a máxima tensão de cisalhamento, associada ao estado de tensões causado pelo carregamento externo ($\tau_{\text{máx}}$), atingir um valor crítico τ_0 , característico de cada material e definido como o limite de escoamento em um ensaio de tração uniaxial. Este critério pode ser expresso matematicamente, em função das tensões principais $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ (Figura 2.10b), como (CETLIN 2005):

$$\tau_{\text{máx}} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} = \frac{\tau_0}{2} \quad \text{Eq. 2.2}$$

Para o cálculo da força de trefilação, vários modelos matemáticos foram desenvolvidos. Um dos mais utilizados é o modelo de Siebel, descrito na equação 2.4

(SIEBEL 1932), onde a força de trefilação (F) é 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 fieira e o fio-máquina (μ) e do ângulo da fieira (α). Trabalho e forças requeridas para o processo de trefilação podem ser calculados baseados na equação de Siebel, descrita na equação 2.4 (LANGE 1985):

$$F = a_1 k_{fm} \left[\ln \left(\frac{a_0}{a_1} \right) + \left(\frac{2\alpha}{3} \right) + \left(\frac{\mu}{\alpha} \ln \left(\frac{a_0}{a_1} \right) \right) \right] \quad \text{Eq. 2.4}$$

A força de trefilação descrita na equação 2.4 de Siebel é composta por três parcelas de energia, representadas pelas equações 2.5, 2.6 e 2.7:

$$F = a_1 k_{fm} \left[\ln \left(\frac{a_0}{a_1} \right) \right] \quad \text{Eq. 2.5}$$

$$F = a_1 k_{fm} \left[\left(\frac{2\alpha}{3} \right) \right] \quad \text{Eq. 2.6}$$

$$F = a_1 k_{fm} \left[\left(\frac{\mu}{\alpha} \ln \left(\frac{a_0}{a_1} \right) \right) \right] \quad \text{Eq. 2.7}$$

O termo $\ln \left(\frac{a_0}{a_1} \right)$ da equação 2.5 representa a energia de deformação homogênea ou uniforme, identificada pela redução de área da seção transversal, e que independe de 2α e μ . A deformação não homogênea devida ao trabalho redundante representada pelo termo $\left(\frac{2\alpha}{3} \right)$ da equação 2.6 esta relacionada com a mudança no sentido de escoamento na entrada e na saída da região de trabalho (Figura 2.6, representada pela zona II). A energia devida ao atrito entre material e fieira esta representada pelo termo $\left(\frac{\mu}{\alpha} \ln \left(\frac{a_0}{a_1} \right) \right)$ da equação 2.7 (MANG 2007).

O trabalho redundante citado no parágrafo anterior esta ilustrado na figura 2.11. A figura mostra a trajetória de um elemento de metal próximo à superfície, quando se aproxima da fieira ocorre à adição de um componente perpendicular ao eixo (radial) devido ao escoamento convergente. O material sofre um processo interno de deformações cisalhantes, além daquele necessário para sua deformação homogênea, e que não contribui para as mudanças dimensionais da barra trefilada. Essa deformação extra é chamada de deformação redundante, ou, também, desde que envolva um trabalho de deformação plástica, trabalho redundante. O trabalho redundante será maior quanto maior for o ângulo α da fieira. Demonstra-se, ainda, que este trabalho cresce ao diminuir a redução imposta ao metal. Como o trabalho redundante envolve deformação plástica, também contribui para o processo de endurecimento do material. Dessa forma, encontra-se que, comumente, para um só passe de trefilação (caso estudado), a tensão de escoamento do material trefilado é

superior à tensão de escoamento de um material com a mesma quantidade de deformação homogênea (CETLIN 2005).

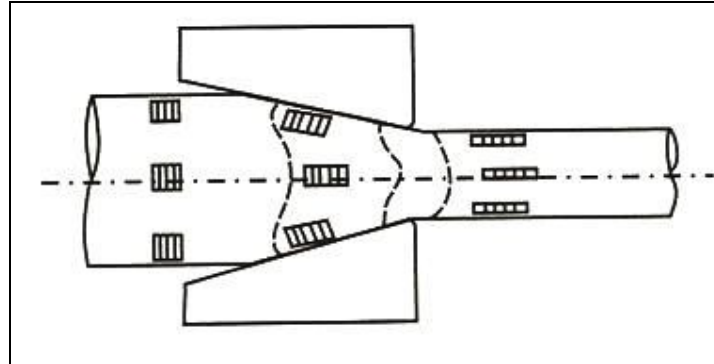


Figura 2.11 Esquemática da deformação redundante (CETLIN 2005)

CHIN e STEIF (1995) realizaram um estudo sobre a deformação plástica não-homogênea e seu impacto na força de trefilação. Os efeitos de parâmetros críticos do processo, como ângulo de trabalho (semi-ângulo α , figura 2.6), redução de área, coeficiente de atrito e encruamento foram considerados. Os resultados foram comparados com os obtidos na literatura. A conclusão foi de que a deformação redundante depende principalmente do ângulo de trabalho e da redução de área, e que o atrito na interface e o encruamento tem pouca influência na deformação.

A figura 2.12 apresenta a influência do ângulo α da feira sobre o cisalhamento interno do material e assim, sobre o trabalho redundante.

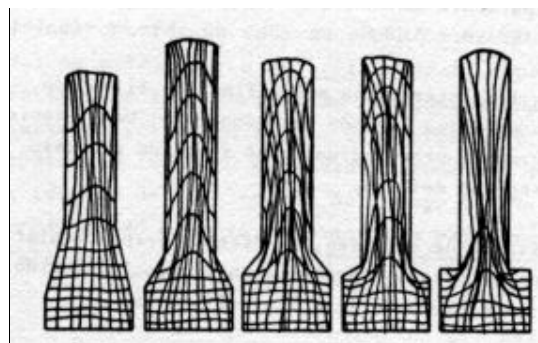


Figura 2.12 Influência do ângulo da feira sobre as deformações cisalhantes (BUTTON 2001).

Usualmente, o efeito do trabalho redundante será maior nas camadas superficiais do que naquelas próximas ao eixo da barra. Em consequência, o processo de trefilação com ângulos de fieira (α) grandes conduzirá a uma maior heterogeneidade das propriedades mecânicas na seção transversal, e as camadas externas estarão mais encruadas. Como na prática industrial empregam-se pequenos ângulos e grandes reduções, é em geral possível desprezar o efeito do trabalho redundante na avaliação das tensões de trefilação (CETLIN 2005). É possível reduzir as tensões de trefilação através da definição do *ângulo ótimo* α_0 da fieira, definido como o ângulo no qual se obtém a mínima tensão de trefilação. A figura 2.13 ilustra qualitativamente a relação entre as três parcelas de energia presentes na trefilação, representadas anteriormente pelas equações 2.5, 2.6 e 2.7 de Siebel, e o ângulo da fieira (ALTAN et. al. 1999).

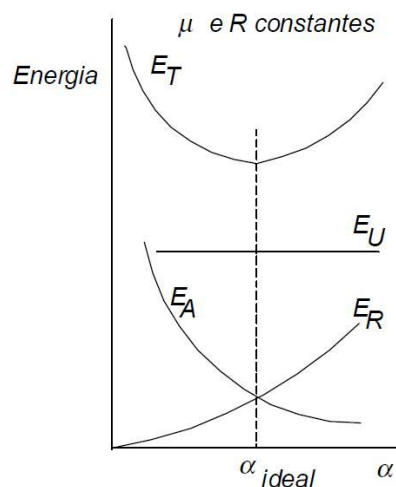


Figura 2.13 Variação qualitativa de componentes de energia em trefilação de acordo com o ângulo da fieira α (ALTAN et. al. 1999).

Na figura 2.15, E_T é a energia total de trefilação; E_U , E_R , E_A são, respectivamente, deformação homogênea, cisalhamento e atrito; α_{ideal} é o ângulo ótimo da fieira. A energia devido à deformação homogênea é independente do ângulo da fieira. Para um dado fator de atrito, a energia de atrito diminui com o aumento do ângulo da fieira. A energia de cisalhamento aumenta com o aumento do ângulo da fieira. A energia total de trefilação (E_T) está num valor mínimo para um certo valor do ângulo da fieira, o então chamado ângulo ótimo α_{ideal} (ALTAN et. al. 1999).

2.2.4 Processo de polimento e endireitamento por rolos côncavos e convexo (PERC)

Em relação as condições finais do material trefilado, a etapa mais importante do processo de trefilação combinada é a operação de polimento e endireitamento (RIVOLTA et. tal. 2004). Ela é fundamental para garantir o empenamento final do material entre 0,5 e 2,0 mm, exigido pelos processos posteriores onde o material será utilizado como matéria-prima.

O equipamento consiste em um par de rolos hiperbólicos (um côncavo e outro convexo) posicionados com um ângulo oblíquo entre eles denominado δ (Figura 2.14). Em operação, os dois rolos giram na mesma direção e a barra gira ao longo do espaço entre eles na direção oposta, através do atrito gerado pelo contato com os rolos em movimento. A barra em processo move-se para frente enquanto realiza um giro em forma de espiral (WU et. al. 2000). A figura 2.14 ilustra a composição do equipamento.

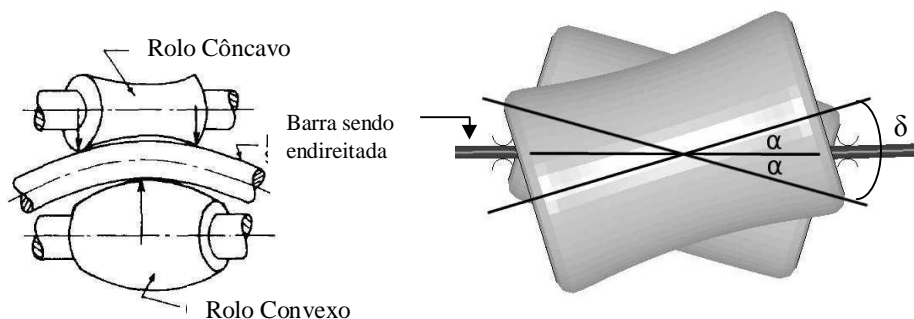


Figura 2.14 Processo de endireitamento e polimento por rolos (WU et. al. 2000)

A flexão sofrida pela barra ilustrada na figura 2.14 pode ser controlada através da variação do ângulo α entre os rolos e a barra. A relação entre eles é inversamente proporcional, ou seja, quanto menor o ângulo α , mais flexão na barra ocorre. A determinação de α é feita basicamente através de métodos empíricos, onde o valor ótimo representa uma condição de endireitamento do material dentro do limite de especificação sem necessidade de reduzir demais a velocidade do processo e assim prejudicar significativamente a produtividade. (MUTRUX 2008). Na prática, utiliza-se este ângulo na faixa entre 10° e 20°.

WU et. al. em 2000 desenvolveram um modelo matemático preciso para a simulação do processo. Neste modelamento foi considerado que o mesmo é um processo sucessivo de múltiplas flexões reversas da barra e a curvatura de cada flexão depende da curvatura do espaço entre os dois rolos (côncavo e convexo). Para analisar a mudança de curvatura da barra, também foi considerado o retorno elástico do material (efeito mola) durante o processo. Os parâmetros críticos definidos foram a curvatura dos rolos (perfil) e o comprimento de contato entre os rolos e o material em processo, definido pelo ajuste do ângulo α (Figura 2.14) (WU et. al. 2000). Os parâmetros do equipamento que podem ser ajustados estão descritos abaixo (RIVOLTA et. tal. 2004):

- **Velocidade angular dos rolos:** A velocidade periférica dos rolos pode ser alterada variando o ângulo δ (Figura 2.14); no ponto de contato entre rolos e barra, a velocidade periférica dos rolos pode ser considerada igual à velocidade periférica da barra em processo;
- **Ângulo do rolo:** O eixo dos rolos é inclinado em relação à barra. Esta posição fornece a barra um movimento helicoidal. Aumentando o ângulo dos rolos, a velocidade axial da barra também aumenta, enquanto que tende a zero se os rolos estiverem quase em paralelo (ângulo δ reduzido, Figura 2.14);
- **Pressão sobre a barra:** A distância ajustada entre os rolos antes da barra ser processada determina a pressão que os rolos exercerão sobre o material. O formato dos rolos é projetado para que enquanto a barra estiver passando seja endireitada. O resultado é um endireitamento rotativo no qual o número de rotações depende do ângulo entre os eixos dos rolos (ângulo δ , Figura 2.14).

2.3 Tensões Residuais na conformação de metais

Tensões residuais são tensões internas que existem em corpos que estão em repouso, em estado de equilíbrio e sujeitos a condições uniformes de temperatura, na ausência de carregamentos externos e de forças de massa. Surgem em qualquer material ou componente devido ao processo de fabricação ou posterior beneficiamento e dificilmente podem ser previstas com exatidão, a menos que se conheça, com detalhes, toda a história da peça, desde a fabricação da matéria prima até o emprego final.

Sob o aspecto metrológico pode-se dizer que tensões residuais são grandezas macroscópicas, estáticas e cuja faixa de ocorrência varia desde zero até tensões cujo valor é o mesmo da tensão de escoamento do material. Estes campos de tensões residuais

oriundos de boa parte dos processos de beneficiamento podem ser trativos ou compressivos e em geral são triaxiais e variam de ponto para ponto, principalmente devido à complexidade das geometrias. Na prática as grandezas comumente medidas são as duas tensões principais que agem na superfície da peça e sua direção principal (RODACOSKI 2002).

Tensões residuais são uma consequência de interações entre tempo, temperatura, deformação e microestrutura (Figura 2.15). As características do material que influenciam no desenvolvimento delas são a condutividade térmica, capacidade de aquecimento, expansão térmica, módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson, plasticidade, termodinâmica e cinética das transformações, mecanismos das transformações e transformação plástica (BHADESHIA 2002).

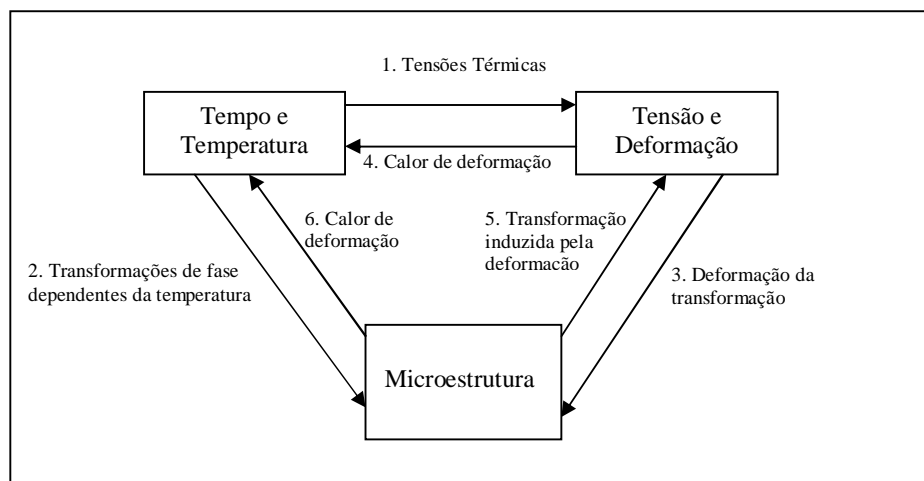


Figura 2.15 Relação entre temperatura, tensões e microestrutura

É estabelecido atualmente que nenhum material, componente e estrutura de importância técnica se apresenta livre de tensões residuais (HAUK et. al. 1987)

Qualquer processo de manufatura que altere a forma do sólido ou que imprima algum gradiente de temperatura pode originar tensões residuais (RUUD 2002)

O estado de tensões em um material sem que nele sejam aplicadas forças externas (incluindo peso próprio) ou outras fontes de tensões tal como gradientes térmicos, é chamado de estado de tensões residuais ou de tensões internas (LU 1996).

Quando um metal esta sendo deformado plasticamente, freqüentemente tensões internas são geradas devido principalmente a incompatibilidade de deformações, ou seja,

diferentes níveis de tensões em diferentes localizações ao mesmo tempo. Essa diferença pode ser causada por múltiplas razões:

- Uma diferença no alongamento entre diferentes fases coexistentes no material;
- Tensões reais não uniformes devido a forma da ferramenta ou força realizada no material;
- Diferentes gradientes de temperatura

Essas tensões internas depois do processo de conformação apresentam-se na forma de tensão residual. Na maioria dos casos, esta tensão residual é indesejada porque baixa o limite de elasticidade do material e pode causar distorções durante as operações subsequentes. (SAITO 1979).

Na trefilação, a geometria de ferramenta, o atrito, a redução de área, a velocidade de processamento do material, ângulos de PERC são os principais fatores que poderão ocasionar mudanças significativas no nível de tensões residuais e assim causar empenamentos em etapas subsequentes de processamento (NAKAGIRI 2001).

As tensões residuais introduzidas no processo de trefilação dependem da forma da zona de deformação (parâmetro Δ , equação 2.1, secção 2.2.3). Com valores de Δ igual a 1 ou menores (ou seja, com elevada redução de área e pequeno ângulo α da fieira) a deformação do material é mais uniforme e as tensões residuais criadas são menores (WANG & GONG 2002). Análises realizadas com modelos de simetria axial apresentaram tensões residuais trativas na superfície e compressivas no núcleo do material trefilado para deformações da ordem de 20% em fios de diâmetro de 20 mm (HE 2002). Alguns estudos têm sido realizados para explicar os efeitos das tensões trativas em fios de aço hipereutetóide trefilados. Estudos comparando a microdureza e as tensões residuais medidas através de métodos de remoção, com a vida em fadiga, indicaram forte influência do tratamento térmico ou jateamento posterior, ao mesmo tempo em que validaram as tensões residuais e a microdureza como características corretas para avaliação (KATAGIRI 1999).

No processo de polimento e endireitamento por rolos côncavos e convexo abordado anteriormente no capítulo 2.2.4 ocorre esforço por flexão no material, ilustrado na figura 2.14, representando uma pequena deformação superficial, gerada pelo rolo convexo, que induz tensões compressivas em sua superfície. O processo de trefilação que ocorre na etapa anterior gera tensões residuais trativas na superfície do material, como visto anteriormente neste capítulo. O nível de tensões residuais compressivas induzidos pelo endireitamento pode mudar este comportamento, passando de trativo na superfície para compressivo,

dependendo do ângulo δ ajustado no processo (Figura 2.14). Utiliza-se na prática este ângulo na faixa entre 10° e 20° . Logo, o endireitamento exerce forte influência na eliminação das tensões trativas e sobre o nível de tensões residuais na superfície do material, com grande vantagem em relação a outros métodos por estar inerente e em linha com o processo de trefilação.

2.4 Tipos de Tensões Residuais

Como definição, pode-se dizer que a tensão residual é a tensão presente em um corpo livre de forças externas. Ela é dividida em MACROSCÓPICA E MICROSCÓPICA.

Para as tensões macroscópicas a magnitude é maior e afeta uma porção grande do material, por outro lado as tensões microscópicas desenvolvem-se em escala muito menor, em alguns casos em escala atômica.

Podem-se classificar as tensões residuais em função de sua origem, como exemplo as macroscópicas originadas de tratamentos térmicos, usinagem e processos de conformação mecânica como a trefilação, objeto de estudo deste trabalho.

Na prática, a tensão residual pode ser eliminada através de tratamentos térmicos, como tratamentos de alívio de tensões. Geralmente estes tratamentos tem custo elevado e consomem tempo em operações extras. Em contrapartida, é possível reduzir a tensão residual otimizando parâmetros de conformação para controlar a zona de deformação. (WANG & GONG 2002).

2.4.1 Tensões Residuais Macroscópicas

Também chamadas por alguns autores de tensões residuais do Tipo I, são tensões que se estendem sobre grandes porções volumétricas quando comparadas com o tamanho de grão do material. As deformações originadas são praticamente uniformes para muitos grãos (KESAVAN et. al. 2005)

As tensões residuais macroscópicas se estendem sobre grandes distâncias quando comparadas com o tamanho do grão do material e por isso as deformações originadas são praticamente uniformes para muitos grãos da superfície. As tensões residuais macroscópicas assumem um estado de equilíbrio com o conjunto de tensões residuais do espécime ou com cargas aplicadas externamente, e qualquer alteração no espécime, como a retirada de material ou o surgimento de uma nova superfície, exige um rearranjo das tensões para que uma nova configuração de equilíbrio seja atingida. As tensões residuais

macroscópicas são quantidades tensoriais, com magnitude e direções principais variando de região para região do espécime (SILVA 1999) (NORTON 1973).

2.4.2 Tensões Residuais Microscópicas

Tensões residuais microscópicas atuam em áreas do tamanho de um grão ou parte de um grão do material. Devido à dimensão microscópica, a região de influência no equilíbrio destas tensões se estende a um número pequeno de grãos. Estas tensões podem variar de ponto para ponto da rede cristalina e por isso são consideradas propriedades escalares do espécime, tal como porcentagem de trabalho a frio ou dureza. A causa das tensões residuais microscópicas em um metal com grãos orientados aleatoriamente é o escoamento, que ocorre primeiro nos grãos cujos planos de deslizamento coincidem aproximadamente com os planos de tensão cisalhante máxima. Após a remoção da carga, os grãos que não escoaram tendem a retornar a sua geometria inicial, no entanto, os grãos que sofreram escoamento tendem a manter sua deformação plástica permanente (NORTON 1973).

As tensões residuais microscópicas mantêm uma distribuição uniforme ao longo de um grão ou de boa parte dele. Podem ocorrer em interfaces entre fases e partículas precipitadas e a matriz. Desenvolvem-se durante a deformação elastoplástica de um material policristalino com grãos aleatoriamente orientados e cuja resistência ao escoamento e ao encruamento dependem da orientação cristalográfica (MACHERAUCH 1986).

Ainda pode-se citar as tensões residuais sub-microscópicas, que são resultantes de imperfeições da rede cristalina, decorrendo principalmente em regiões próximas aos deslocamentos. Como estas tensões surgem devido a um ou mais deslocamentos, o equilíbrio ocorre ao longo de pequenas frações de um grão. Como estas tensões possuem variação na escala atômica, também são consideradas propriedades escalares do espécime (SILVA 1999) (NORTON 1973).

2.5 Efeitos das tensões residuais

Quando um produto que possui determinado nível de tensões residuais é colocado em serviço e sofre a atuação de carregamento externo, o efeito resultante depende da superposição do campo de tensões originado do carregamento externo com o campo de tensões residuais previamente existentes. Na maioria dos casos, o efeito da superposição é

maléfico. Nestes casos, o campo de tensões resultante pode contribuir para a diminuição da resistência à fadiga, facilitar a corrosão sob tensão ou provocar a inicialização precoce de trincas e sua propagação, afetando a durabilidade estrutural do componente, podendo levar à sua falha (WANG & GONG 2002). Não obstante, em alguns casos elas são desejadas e introduzidas nos materiais. Tensões residuais compressivas na superfície podem beneficiar a resistência à fadiga e retardar a velocidade de propagação de trincas superficiais. Como exemplo, pode-se citar o processo de jateamento de granalha (FARRAH ET AL 1995). Porém, a melhoria das propriedades mecânicas dos materiais através da introdução de tensões residuais será efetiva se estas tensões forem estáveis nas áreas de alta sollicitação (LÖHE & VÖHRINGER 2002). Na figura 2.16 está apresentado um componente, no qual estavam agindo tensões residuais compressivas na superfície e trativas no núcleo. As tensões de trabalho do componente são trativas. O estado final é ainda trativo, mas o valor da tensão foi sensivelmente diminuído. Este é um exemplo em que a presença de tensões residuais é benéfica (CULLITY 1967).

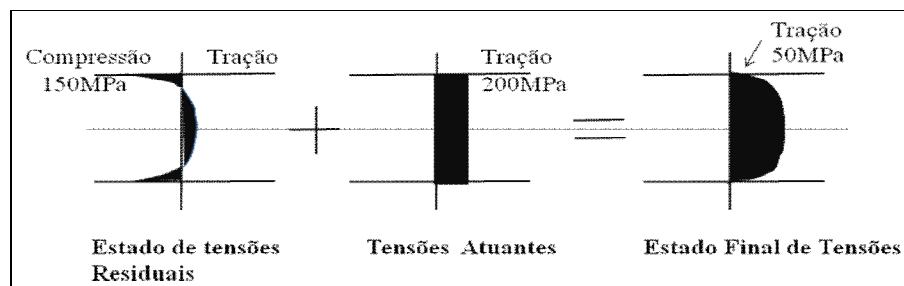


Figura 2.16 Superposição de um estado de tensões residuais e de um estado de tensões atuantes.

2.6 Métodos de Medição de tensões residuais

A medição de tensões residuais é particularmente difícil, pois, conforme visto no capítulo 1, as tensões residuais estão presentes em componentes que estão em repouso, em estado de equilíbrio e sujeitos a condições uniformes de temperatura, na ausência de carregamentos externos e de forças de massa. As técnicas tradicionais de medição experimental de tensões em geral se baseiam na mudança de determinadas propriedades antes e depois da aplicação de um carregamento, fazendo com que elas não percebam as tensões residuais. Algumas técnicas, como extensometria convencional, técnica de Moiré e

a fotoelasticidade de reflexão utilizam um transdutor de deformação colado na superfície do componente a ser avaliado, que é então carregado, de modo que as deformações geradas são medidas pelo transdutor. Para as tensões residuais, é impossível instalar qualquer transdutor antes da geração destas tensões. Nenhuma mudança na deformação será medida pelo transdutor. De maneira geral, para mensurar as tensões residuais, pode-se utilizar duas formas (CULLITY 1967) (DIETER 1961) (BACON 1962):

- Mensurar as propriedades do componente tensionado e comparar com as do componente isento de tensões;
- Instalar um transdutor e eliminar as tensões residuais. As mudanças nas propriedades em razão da ausência das tensões residuais serão mensuradas.

A primeira forma descrita acima, constituem as técnicas denominadas não destrutivas. A segunda, as técnicas destrutivas. Existem vários métodos e técnicas propostas para medição de tensões residuais, mas somente algumas podem ser aplicadas na prática em componentes de pequenas e grandes dimensões. Dentre essas, estão a difração por raios-X (técnica não destrutiva) e o método do furo cego com extensômetros elétricos (técnica semi-destrutiva). Para alguns métodos, o componente ou uma amostra dele deve ser retirada para ser realizado o ensaio, mas para outros, o equipamento de medição é portátil e deve ser levado até o componente a ser avaliado. Nos casos em que é viável remover uma secção do componente e levá-la para realizar as medições, deve-se ter cuidado com as modificações causadas pelo alívio ou indução de tensões na retirada da amostra (RUUD 2002).

2.6.1 Método do furo cego

O método do furo cego é um dos mais utilizados na medição de tensões residuais, principalmente pela facilidade de aplicação com custo-exatidão apropriado. Os seus procedimentos de medição e tratamento de resultados são todos normalizados. O dano causado por sua execução é bastante localizado, não influenciando o funcionamento do equipamento ou componente medido na maioria das vezes (ASTM E-837 -01 2002). A técnica consiste em usinar um pequeno furo na superfície do componente a ser analisado, que provocará o alívio das tensões existentes no volume de material removido, modificando os estados de deformação em pontos da região no entorno do furo. Extensômetros de resistência elétrica (conhecidos também como *strain-gages*) de três braços, denominados rosetas, são colados próximos à região onde será usinado o furo para

mensurar as mudanças nas deformações provocadas pelas tensões aliviadas devido à usinagem do furo. Através de constantes de calibração, estas deformações são relacionadas às tensões residuais existentes no material antes da usinagem (ASTM E-837-01 2002) (LU, 1996). Este método é considerado semi-destrutivo, pois a peça a ser ensaiada não é inutilizada, já que o volume de material retirado é pequeno.

A figura 2.17 mostra uma das formas mais usuais de rosetas, denominada roseta do tipo A, conforme norma ASTM E-837 (ASTM E-837 -01 2002).

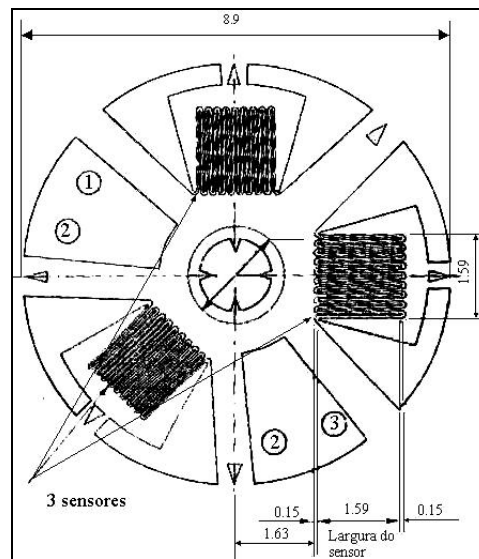


Figura 2.17 Roseta extensométrica tipo A (dimensões em mm) (ASTM E-837 -01 2002).

A norma ASTM E-837 descreve mais outros dois tipos de extensômetros de resistência elétrica, as rosetas do tipo B e C, ilustrados na figura 2.18 abaixo. A roseta do tipo A, já descrita anteriormente, é recomendada para uso geral, a roseta tipo B para medições próximas de obstáculos, como cordões de solda. A roseta do tipo C é recomendada para aplicações que requerem alta estabilidade térmica e sensibilidade ao esforço (GRANT et. al. 2002)

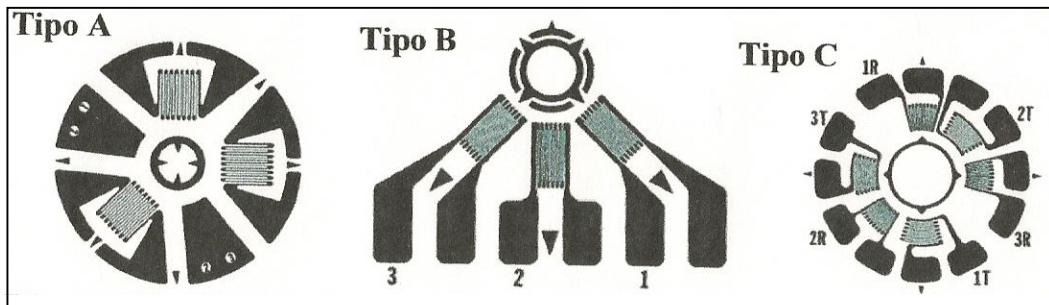


Figura 2.18 Extensômetros de resistência elétrica Tipos A, B e C (ASTM E-837 -01 2002).

2.6.2 Difração de raios-x

Quando uma peça de material policristalino é deformada elasticamente, há uma deformação uniforme a distâncias relativamente longas entre os espaçamentos dos planos da rede cristalina onde estão contidos os grãos que mudam seu estado livre para algum novo valor correspondente a intensidade da tensão aplicada. Este novo espaçamento caracterizado pelo distanciamento entre grãos, para qualquer conjunto de planos igualmente orientados em relação à tensão aplicada, é medido pela difração de raios-X (CULLITY 1978). O método é baseado no princípio de que quando um feixe de raios-x é dirigido para a superfície de um corpo, uma parte desses raios é absorvida pelos átomos enquanto outra parte é enviada de volta em todas as direções da área irradiada. A matéria que compõe o corpo pode estar estruturada em um arranjo cristalino, como é o caso dos metais e sais, ou amorfo, como o vidro, os líquidos e os gases. No caso dos raios-x que incidem sobre um corpo cristalino, ao contrário dos corpos de substâncias amorfas, a dispersão ou espalhamento devido a cada átomo é reforçada em certas direções específicas com uma variação angular muito pequena. Esse fenômeno é denominado difração. O ângulo formado pela direção de incidência dos raios-x e o ângulo do raio difratado é designado como 2θ , sendo a metade deste ângulo denominado ângulo de BRAGG (PREVÉY 1986). Devido à distribuição regular dos átomos no material, as ondas espalhadas tendem a interferir entre si de modo similar à difração de luz visível. As intensidades destas ondas se somam segundo uma interferência construtiva, se a seguinte condição, conhecida como lei de Bragg, for alcançada (LU 1996):

$$2d\sin\theta = n\lambda \quad \text{Eq. 2.8}$$

Onde:

d - distância interplanar;

θ - ângulo entre feixe incidente e o plano difrator (ângulo de difração);

λ - comprimento de onda;

n - um inteiro.

Em 1912 W. L. Bragg deduziu a expressão contida na eq. 2.8 baseando-se que a distância entre os planos de átomos presentes em uma estrutura cristalina pode causar distorções na radiação incidente. Essas distorções dependem da distância interplanar d e do comprimento de onda do raio incidente λ (FITZPATRICK et. tal. 2005). Quando um material cristalino é irradiado por um feixe de raios-X monocromático com comprimento de onda λ , ocorre o espalhamento deste feixe pelos átomos que compõem o material. Um feixe difratado pode ser definido como um feixe composto de um grande número de raios espalhados reforçando-se mutuamente (HU 1986).

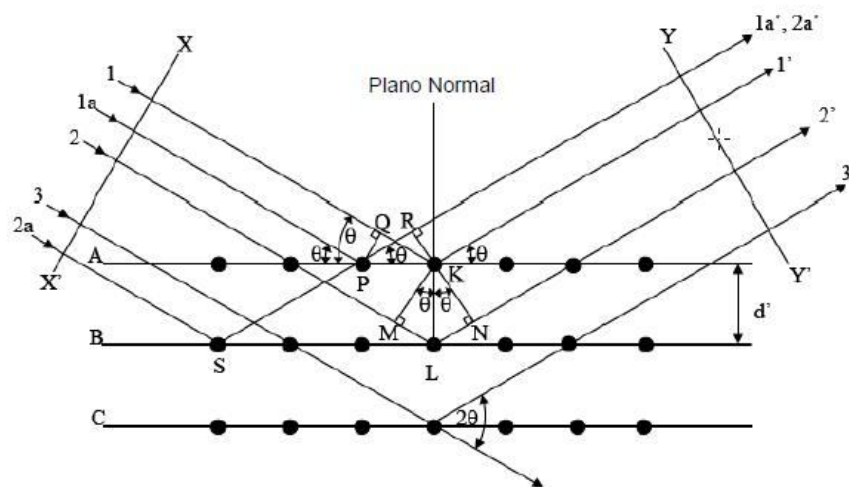


Figura 2.19 Difração de raios x em um plano cristalino (FITZPATRICK et. tal 2005).

Num material policristalino, com granulometria fina e isento de tensões, o espaço entre os planos cristalinos não varia com a orientação destes planos, figura 2.20. Portanto, se o ângulo de difração φ para um espécime livre de tensões for conhecido, pode-se calcular a deformação da rede cristalina da peça em análise (LU 1996).

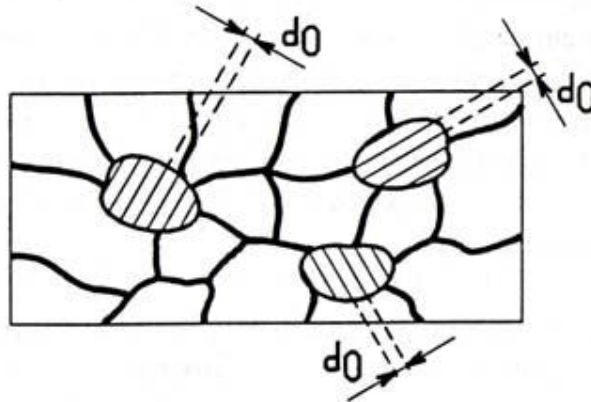


Figura 2.20 Distância entre planos num material isento de tensões (LU 1996)

Quando um material está tensionado, contrações e alongamentos são produzidos no plano cristalográfico, alterando a distância interplanar d do retículo cristalino. Esta alteração modifica também a condição de difração do material. Através de relações matemáticas entre a distância interplanar e a tensão aplicada ao material pode-se então determinar a deformação local (FITZPATRICK et. al. 2005).

2.7 Inclusões nos aços e influências nas suas propriedades

As inclusões presentes no metal influenciam as propriedades mecânicas e conseqüentemente a trefilabilidade do material. O impacto depende da quantidade, tamanho, distribuição e propriedades das mesmas (PILARCZYK et. al. 2002). A concentração de tensões localizadas derivada da presença de inclusões afeta no mecanismo de deformação na trefilação, influenciando nas tensões residuais a cada etapa do processo.

Inclusões são normalmente associadas nos metais no estado fundido e posteriormente aparecem no vazamento do aço líquido ou no lingote solidificado (COLANGELO 1989). Dois diferentes tipos de inclusões existem em aço líquido, chamadas exógenas e endógenas. Inclusões exógenas resultam da entrada acidental de corpos estranhos durante a solidificação, tais como partículas do refratário do forno, da panela e do molde. Elas são normalmente grandes em tamanho mas pequenas em número. Inclusões endógenas ocorrem em metais como resultado de modificações na temperatura ou composição química. Essas inclusões, definidas como não metálicas, geralmente possuem características diferentes do restante do material. O sistema formado pela inclusão e metal pode simplificarmente ser considerado como um material composto com as inclusões atuando como agregado e o metal como matriz ou base. Existem vários fatores

que afetam o desempenho geral do material, entre elas o volume, a forma, a orientação e as propriedades mecânicas das inclusões e a direção principal das tensões em relação a esta orientação. Em artigo recente, Norasethasopon et.al. enfatiza que o efeito das inclusões em relação a resistência do material não é definido claramente. A resistência a ruptura e a resistência ao escoamento não são afetadas pelas inclusões quando o material é testado livre de atmosferas degradantes, porém mostra alteração quando testado em ambientes corrosivos. O efeito sobre a ductilidade é mais evidente. Um dos efeitos mais predominantes das inclusões é a redução das propriedades mecânicas no eixo transversal em peças acabadas quando em trabalho. Um grande decréscimo na ductilidade no eixo transversal e na resistência ao impacto da peça acabada ocorre com a presença de inclusões em níveis elevados. O efeito predominante causado por inclusões individuais no metal é um pequeno acréscimo na resistência mecânica da matriz (NORASETHASOPON 2006). Diversos estudos mostram a relação das inclusões com a resistência à fadiga. Monnot et. tal. relata que a fadiga em rolamentos é significativamente afetada pelo tamanho das inclusões de óxidos presentes, sendo a curva de limite de resistência à fadiga inversamente proporcional ao tamanho das inclusões.

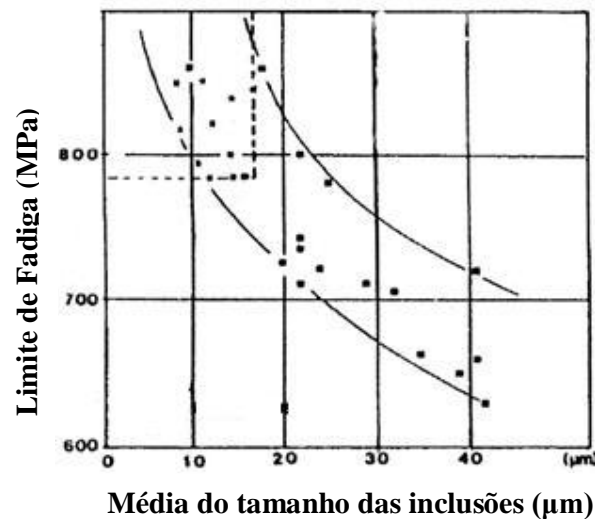


Figura 2.21 Relação entre o tamanho médio das inclusões de óxidos com a resistência a fadiga e com a curva de fadiga em rolamentos de aço (MONNOT 1988)

Conforme a figura 2.21, as condições de fadiga são significativamente afetadas pelo tamanho das inclusões. A curva limite de fadiga para rolamentos de aço decresce com o aumento do tamanho das inclusões.

Na figura 2.21, a mudança da curva para esquerda representa melhorias na prática de fabricação e na limpeza do aço (MONNOT 1988). Lankford detalha em sua obra que para a o início da trinca de fadiga existe um tamanho mínimo crítico das inclusões. A localização também influencia. Inclusões na superfície ou próximas são mais perigosas do que as situadas no interior do material, desde que o carregamento sobre a superfície seja uniaxial e que altere a distribuição da tensão principal sobre a inclusão (LANKFORD 1977). Atkinson afirma que as inclusões grandes de óxidos são perigosas para maioria das propriedades dos aços, e muito mais nocivas que as pequenas inclusões (ATKINSON 2003). Kiessling em sua obra mostra que inclusões de óxidos esféricas maiores que 20 μm incrustadas ou próximas da superfície do aço são potenciais focos de nucleação para trincas (KIESSLING 1983). Lambrighs et. al. em recente estudo publicado em 2010 avaliou a influência dos parâmetros das inclusões de óxidos, como tamanho, localização, composição e geometria nas condições de fadiga de arames de aços trefilados. Concluiu com os experimentos que a composição e geometria das inclusões influenciam bastante nas condições de fadiga, sendo que os dois parâmetros modificam o estado das tensões dentro e ao redor das inclusões não metálicas.

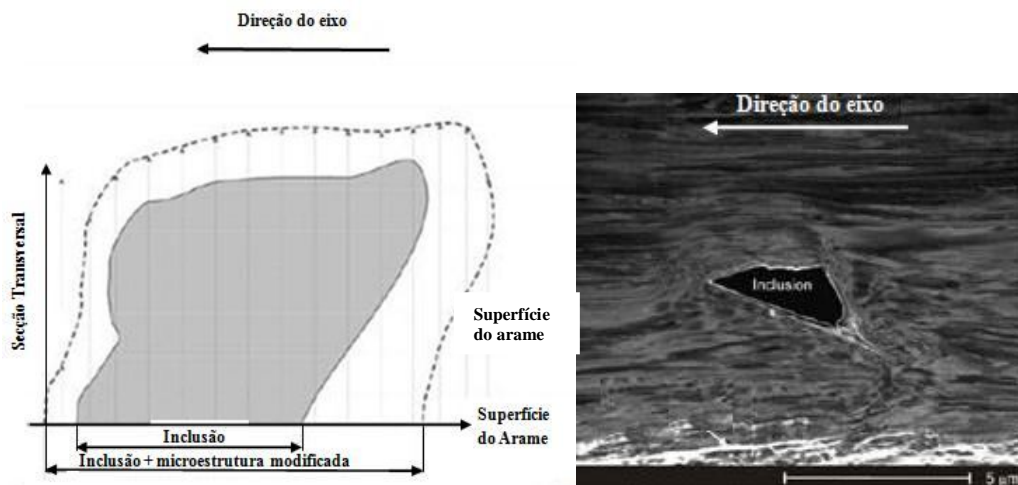


Figura 2.22 Esquerda: representação do procedimento para tornar a microestrutura visível ao redor da inclusão não-metálica. Direita: secção transversal da superfície da inclusão. Micro-trincas e alterações na microestrutura podem ser observadas ao redor da inclusão (LAMBRINGHS 2010).

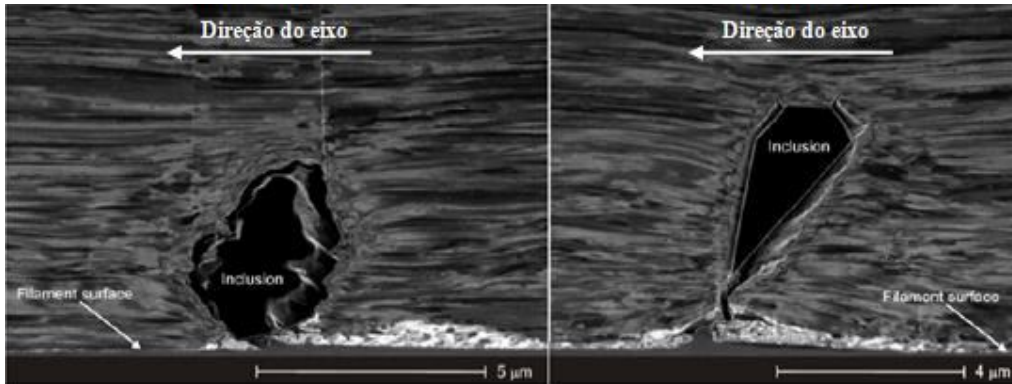


Figura 2.23 Seções transversais das inclusões. Micro-trincas e alterações na microestrutura podem ser observadas ao redor da inclusão (LAMBRINGHS 2010).

A presença de alterações na microestrutura e nas micro-trincas nas figuras 2.22 e 2.23 podem ser explicadas pela deformação não homogênea da matriz do aço ao redor da inclusão durante o processo de trefilação do arame (LAMBRINGHS 2010).

As inclusões que geralmente estão presentes nos aços são originadas de óxidos ou de sulfetos. O tamanho crítico das inclusões é geralmente definido para as inclusões que são perigosas e causam falhas nos produtos acabados de aço. Este tamanho crítico modifica-se de acordo com a propriedade do aço a ser avaliada, por exemplo, fadiga, soldabilidade, curva de resistência a fratura, trabalho a quente e corrosão (KIESSLING 1983).

Pacyna em sua obra de 1986 descobriu que em ferramentas de aço que trabalham a quente, a influência das inclusões na tenacidade esta relacionada à distribuição das mesmas e também com o nível de dureza do aço utilizado na ferramenta (PACYNA 1986).

2.7.1 Métodos para avaliação das inclusões em aços

Atkinson enfatiza em sua obra que não existe uma única técnica individualmente capaz de descrever por completo a distribuição das inclusões e que possa fornecer todas as demais informações necessárias, sendo a combinação apropriada dos métodos a forma correta de investigação.

A comparação entre os principais métodos em termos de volume investigado, tipo de informação obtida, tempo de duração do teste, vantagens esta descrita na tabela 2.1 e figura 2.24.

Tabela 2.1: Comparação entre os métodos para caracterização das inclusões não metálicas em aços (ATKINSON 2003).

Métodos	Tempo de preparação da amostra	Tempo para realizar a análise	Volume testado	Tamanho da Inclusão	Localização da Inclusão	Número de Inclusões por unidade de área ou volume	Morfologia	Constituição Química	Vantagens
J- K	2-3 hrs	20-60 min	10-100 mg	Não	Não	Não	Não	Não	Simples e Rápido
Análise de imagens	2-3 hrs	4-10 hrs	10-100 mg	Sim	Não	Sim	Não	Não	Grande quantidade de informações quantitativas
Testes Ultrasônicos	2-3 hrs	1-2 hrs	Grandes Volumes	Sim	Sim	Sim	Não	Sim	Teste quantitativo realizado "on line"
Teste "Blue Brittle"	10-20 hrs	0,5-1 hr	Grandes Volumes	Sim	Sim	Não	Sim	Sim	Evidência as piões inclusões
Teste "Cold Crucible remelting"	1-2 hrs	0,5- 1hr	100 g	Sim	Não	Não	Sim	Sim	Concentração das inclusões na superfície
Emissão de Fagulha	1-2 hrs	5-10 min	1-10 mg	Não	Sim	Não	Não	Sim	Informações sobre a distribuição das inclusões
Electron beam button remelting	1-2 hrs	20-30 min	1 kg	Sim	Não	Sim	Sim	Sim	Concentração das inclusões e grande área de exame
Dissolução Eletrolítica	1-2 hrs	2 semanas	100-250 mg	Sim	Não	Sim	Sim	Sim	Grande área de exame e informações quantitativas

Os métodos para caracterização das inclusões podem ser agrupados conforme descrição abaixo (ATKINSON 2003):

1. Técnicas baseadas em análises superficiais do material utilizando microscópio óptico;
2. Testes não destrutivos: ultrasônicos, raios X.
3. Análises Químicas
4. Método de Concentração de inclusões.
5. Método de análise de fraturas.
6. Determinação de oxigênio.
7. Emissão de fagulha.
8. Previsão estatística.

Nas técnicas baseadas em análises superficiais via microscópio óptico o método de comparação utilizando cartas padrão é o mais tradicional para determinação do índice de inclusões contidas no aço. A mais usual para os aços é a Jernkontoret (J-K), baseada na comparação das amostras com uma série de imagens tabeladas, em formas representativas

de microtexturas, sendo ela também a mais utilizada pela norma ASTM, Prática para determinação das inclusões contidas nos aços (E45-97) e pela Norma Alemã para determinação de inclusões não metálicas utilizando cartas microscópicas padrão (VDEh 1570-71) (ATKINSON 2003). O método de comparação utilizando cartas padrão é simples e rápido. O principal problema é que ele fornece pouca informação quantitativa sobre o tamanho e morfologia das inclusões comparado ao método por análise de imagem (LUND 1988). Algumas outras formas de caracterização também são utilizadas juntamente com as cartas padrão para melhorar a confiabilidade das medições. Por exemplo, os resultados das medições utilizando a metodologia A (“pior campo” ou “worst field”) descrita na norma ASTM E45-97 identificam a localização dos níveis mais severos de inclusões da amostra(ou piores campos) através da varredura realizada utilizando microscópio(WOJCIK 1966), podendo ser complementada com os dados de comprimento e espessura das inclusões através da análise via carta padrão (SPIES, 1966).

A norma ASTM E45-97 especifica métodos macroscópicos e microscópicos para determinar inclusões não metálicas em aços conformados. Os métodos microscópicos incluem cinco sistemas diferentes de exame, com as inclusões sendo classificadas em categorias baseadas na similaridade morfológica e não necessariamente em sua diferença de composição química. Nesses métodos, as inclusões são classificadas conforme o tamanho, forma, concentração e distribuição através da análise das amostras com um microscópio óptico, comparando as imagens obtidas com gráficos padronizados. (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS 2002).

Nos métodos microscópicos, apenas uma categoria de classificação é com relação à composição química e definem as inclusões como do tipo A quando forem tipicamente alinhamento de sulfetos, tipo B alinhamento de óxidos, tipo C alinhamento de silicatos e tipo D óxidos globulares (SABIHA 2008).

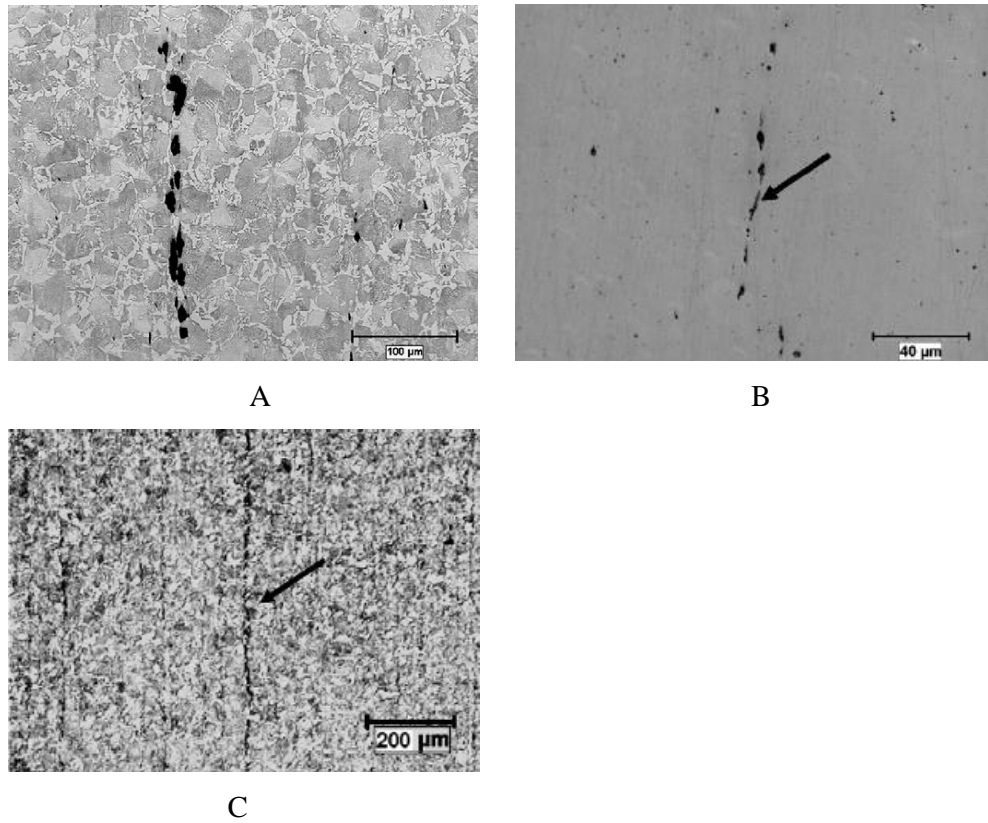


Figura 2.24 (A) Aço 1038 Inusão tipo A1; (B) Aço 1018 Inusão tipo C1; (C) Aço 1038 Inusão tipo C1 (SABIHA 2008).

A determinação da composição das inclusões e o mapeamento de suas origens é rotina da avaliação de limpeza do aço na aciaria. As propriedades das fases das inclusões, assim como a influência nas propriedades dos aços, devem ser reconhecidas (ATKINSON 2003). Porém, o principal interesse neste trabalho é focar nos parâmetros quantitativos, como tamanho, quantidade e distribuição das inclusões.

3.0 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 Processo de Fabricação do material antes da trefilação

3.1.1 Laminação e Tratamento Térmico

A laminação é um processo de conformação mecânica que consiste na passagem de um corpo sólido por cilindros metálicos que giram em sentidos opostos com a mesma velocidade a fim de reduzir a secção transversal do material (BRESCIANI et. tal 1997).

A laminação do processo em questão possui um desbastador trio, um trem intermediário composto por nove gaiolas (horizontais e verticais), bloco Danielli e bloco acabador Kocks. A seqüência de reduções realizadas na laminação a quente inicia com a entrada do tarugo de seção quadrada de 150 mm no desbastador trio até a obtenção da seção redondo de 27,80 mm antes da entrada no bloco acabador, o qual levará até a seção final redonda de diâmetro 21,40 mm com tolerância dimensional total de 0,3 mm.

Na laminação, o material é liberado na forma de rolo através do processo de enrolamento/bobinamento no final de linha. A bobina segue para o tratamento térmico de alívio de tensões em forno tipo campânula com atmosfera de nitrogênio. O ciclo programado para o material inicia com uma rampa de aquecimento de 1 hora para atingir o patamar de 680°C, mantendo-o durante 2 horas para então finalizar com resfriamento em atmosfera controlada. Após esta etapa, o material esta liberado para a trefilação combinada. A figura 3.1 ilustra o fluxo de processo da Usina produtora do material em estudo.

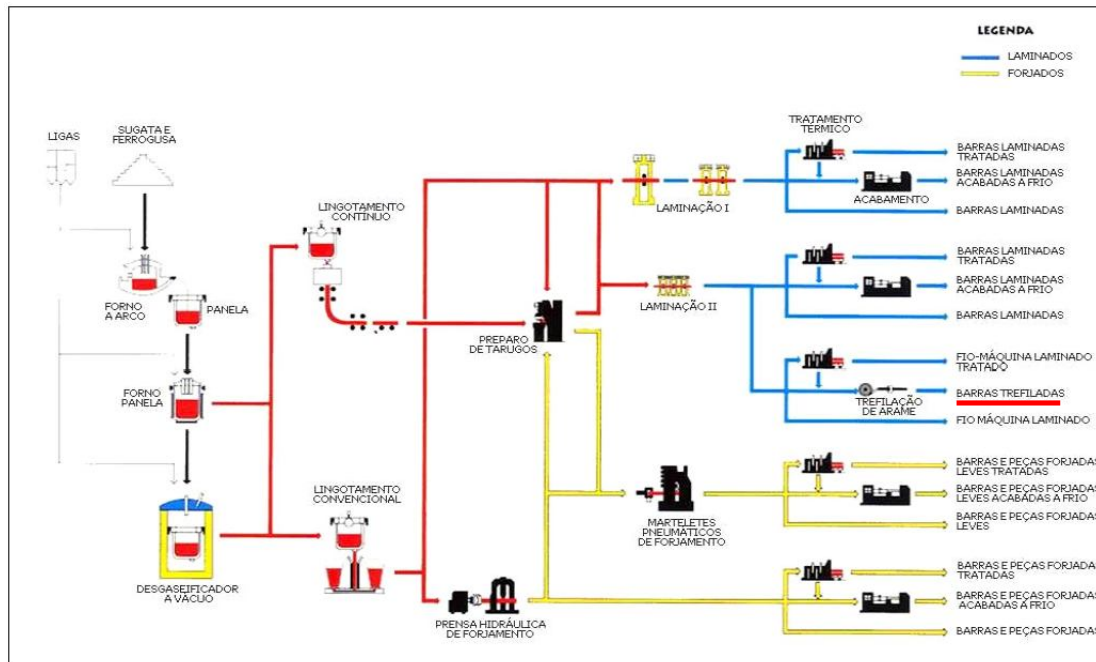


Figura 3.1 Fluxograma de produção da Usina (GERDAU 2008)

3.2 Metodologia

As amostras analisadas foram retiradas de quatro diferentes etapas do processo de trefilação combinada, sendo elas: pré-endireitamento horizontal e vertical (Etapa I), jateamento (Etapa II), trefilação (Etapa III) e polimento e endireitamento por rolos cruzados - PERC (Etapa IV). O principal cuidado tomado no manuseio das amostras foi em relação a alterações nos níveis de tensões residuais que poderiam acontecer. Teve-se bastante cuidado em relação a choques mecânicos ou prensamentos de partes das amostras durante o corte e no manuseio. Foram descartadas as partes da amostras que foram pressionadas pela morsa no momento do corte, pois poderia alterar os valores de tensões residuais superficiais na etapa de medição.

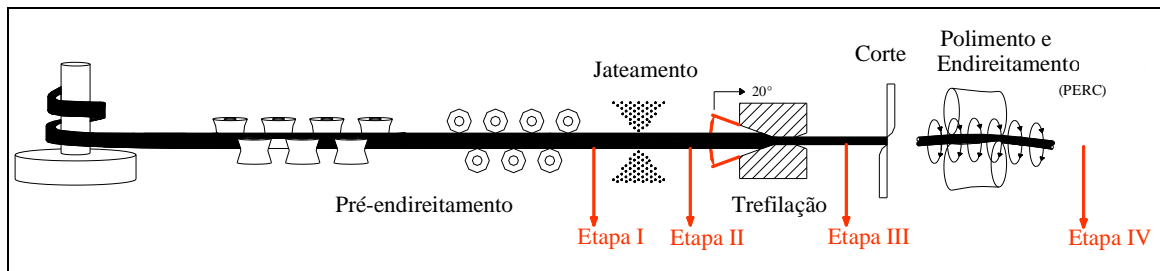


Figura 3.2 Etapas do processo de trefilação combinada.

Na retirada de amostras foi realizada marcação em relação a um referencial fixo no maquinário, sendo esta orientação importante para correlacionar dados obtidos da caracterização do material com as tensões aplicadas durante o processo. A figura 3.3 ilustra o sistema de referências.

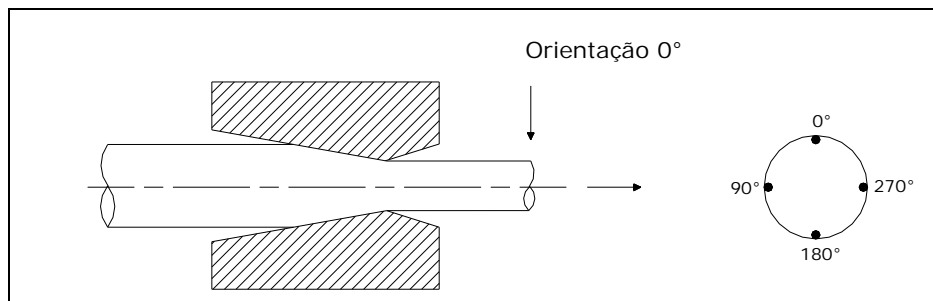


Figura 3.3 Sistema de orientação na retirada das amostras após fiação

No processo de fabricação foram variados dois parâmetros de processo, sendo eles, ângulo de fiação e ângulo de endireitamento final – PERC. Também foi utilizado revestimento PVD de carbo-nitreto de titânio no núcleo da fiação em apenas um determinado ângulo. Para condições normais de processamento, o núcleo da fiação é sinterizado, feito de carboneto de tungstênio. O revestimento utilizado foi colocado sobre o carboneto de tungstênio, com espessura de $4\mu\text{m}$, através do processo de deposição física de vapor. Nas amostras do primeiro grupo o ângulo de fiação (Etapa III) e ângulos dos rolos cruzados da PERC (Etapa IV) foram variados, com amostras processadas com ângulos de fiação de 20° e 15° (para este ângulo foi utilizada fiação com núcleo revestido) e endireitamento e polimento por rolos cruzados (PERC) com ângulos de 16° e 18° . No segundo grupo foi utilizada outra corrida de produção, repetindo-se a retirada de amostras conforme primeiro com acréscimo de mais uma amostra da Etapa IV com outro ângulo dos rolos cruzados da PERC de 15° e também sem a utilização de fiação com núcleo revestido

no ângulo de 15°. Assim, com as combinações de alterações de parâmetros foram formados quatro conjuntos de diferentes parâmetros de processamento do material para o primeiro grupo de amostras e cinco conjuntos no segundo grupo de amostras, explicados na tabela 3.1.

Tabela 3.1: Amostras do processo de trefilação combinada

Identificação das amostras	Condição de Processamento do material		
	Ângulo de fieira (°)	Ângulo de endireitamento final-PERC (°)	Condição do núcleo da fieira
Primeiro Grupo			
1a	20	x	NORMAL
1b	15	x	COM REVESTIMENTO
1c	15	16	COM REVESTIMENTO
1d	15	18	COM REVESTIMENTO
Segundo Grupo			
2a	15	x	NORMAL
2b	20	x	NORMAL
2c	20	16	NORMAL
2d	20	18	NORMAL
2e	20	15	NORMAL

As amostras originadas do Segundo Grupo foram preparadas e analisadas no microscópio eletrônico de varredura, com objetivos principais de analisar a distribuição das inclusões no aço, classificá-las e também verificar a distribuição da perlita. Também foi definido o perfil de microdureza destas amostras para análise do gradiente de deformações envolvido na conformação. A tabela 3.2 descreve em detalhe as condições de processamento e etapas que foram retiradas as amostras.

Tabela 3.2: Amostras do segundo grupo analisadas via MEV e submetidas a ensaio de microdureza

Segundo Grupo		
Número da Amostra	Etapa	Condição de Processamento do material de acordo com o número de identificação da amostra (tabela 3.1)
1	PERC	2c
2	Fieira	2b
3	PERC	2d
4	Jateado	Não se aplica
5	Fieira	2a
6	PERC	2e
7	Pré-endireitado	Não se aplica

Para caracterização da distribuição de tensões residuais foram utilizados os métodos de hole-drilling e difração de raios-X superficial. Foram utilizadas oito posições da periferia conforme orientação apresentada na figura 3.3, sendo elas 0°, 45°, 90°, 135°, 180°, 225°, 270° e 315°. Após análise dos valores superficiais, foram feitas medições através do método do furo cego (hole-drilling) a fim de avaliar a variação das tensões com a profundidade, escolhendo-se para esta análise algumas posições consideradas críticas de acordo com os resultados superficiais.

3.2.1 Microdureza: Preparação das amostras e procedimento de medição

Para o corte das amostras foi respeitada a orientação da amostra de origem (de acordo com figura 3.4). A amostra para análise foi cortada com 15 mm de altura, tendo paralelismo em ambos os lados. O primeiro passo antes do corte foi marcar a amostra de interesse conforme figura 3.4. Nesta etapa é importante salientar que a marcação da amostra para análise foi cuidadosamente marcada igual à de origem (conforme figura 3.4), pois há correlação de resultados obtidos de acordo com orientação. O corte foi realizado com disco abrasivo, conforme figura 3.5.

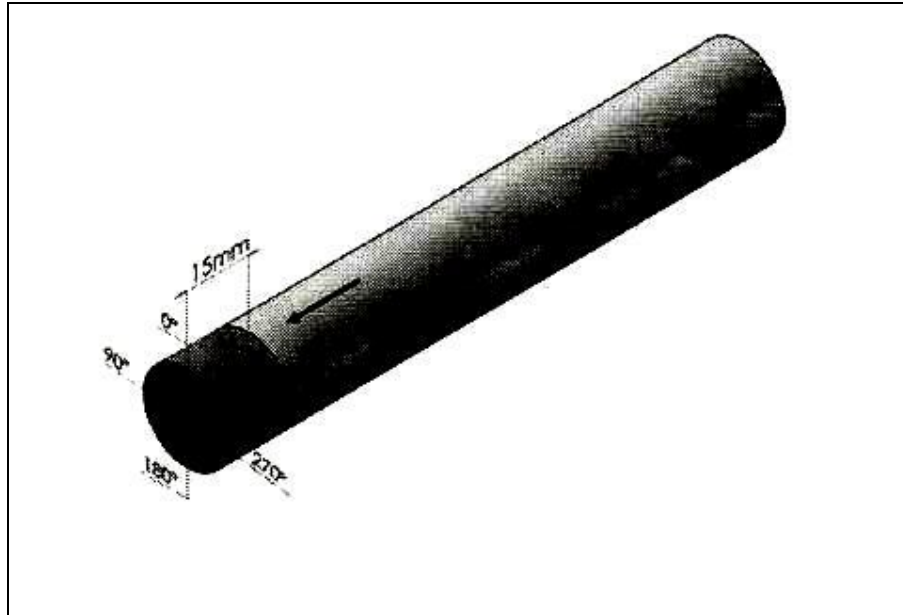


Figura 3.4 Orientação da amostra para análise em relação à orientação da amostra de origem

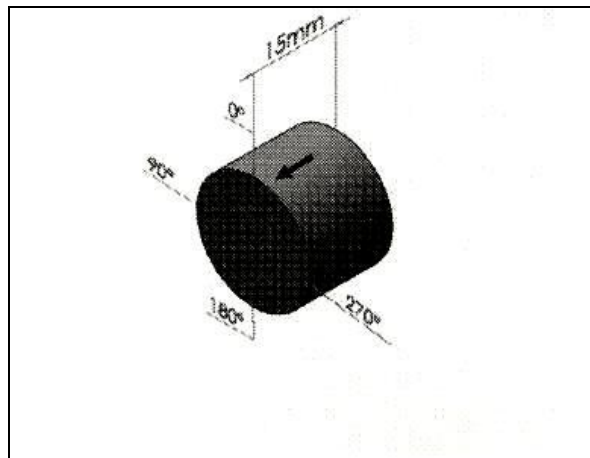


Figura 3.5 Dimensões da amostra para análise

Após o corte, os dois lados da amostra foram faceados utilizando-se torno mecânico convencional. O faceamento é que garante o paralelismo entre as faces.

Após, um dos lados da amostra foi preparado com uma seqüência de lixas de 180, 280, 320, 400, 200 e 1200 mesh respectivamente, e posteriormente foi realizado polimento com pastas de diamante com granulometria de $3\mu\text{m}$ e $1\mu\text{m}$, respectivamente.

As amostras foram avaliadas através de micro-dureza Vickers, utilizando microdurômetro com carga de 500g. As medidas foram realizadas no sentido vertical (0° a 180°) e horizontal (90° a 270°), considerando a orientação (Figura 3.4) feita na retirada das amostras de origem. Foram realizadas 40 identações em cada direção, sendo de 0,5 mm a distância entre cada identação, conforme figura 3.6.

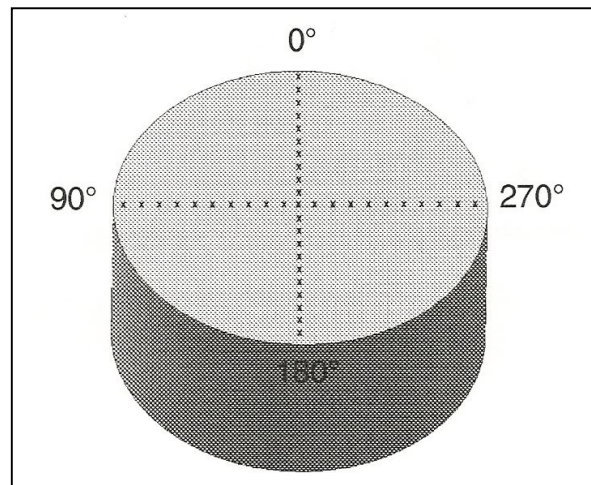


Figura 3.6 Procedimento para realização de identações para medição de microdureza

3.2.2 Análise Microestrutural (Microanálise e Metalografia): Preparação das amostras e procedimento de análises

Para determinação da região de interesse a ser analisada via MEV (microscopia eletrônica de varredura) foi realizado ensaio não destrutivo nas amostras utilizando ultrassom portátil fabricante Krautkramer, modelo USN 60, com faixa de 15 Hz há 6 KHz de frequência de repetição de pulso. O ensaio foi realizado inspecionando todo comprimento da amostra, observando os pontos das amostras que estavam com maior concentração de micro-inclusões através da tela de visualização do equipamento. A partir

da localização do ponto de interesse, eles foram corretamente marcados para preparação da amostra de análise. Logo após, para o corte das amostras foi respeitada a marcação realizada dos pontos de interesse da amostra de origem. As amostras para análise foram cortadas com 10 mm de altura, mantendo-se o diâmetro inicial da barra, conforme figura 3.7.

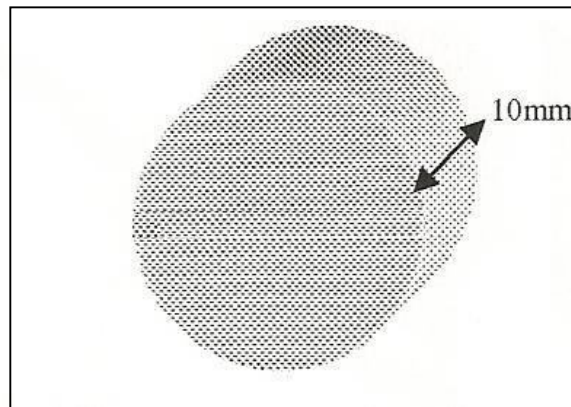


Figura 3.7 Dimensão das amostras para análise de micro-inclusões

A análise da distribuição das inclusões foi realizada sem ataque químico com MEV (microscópio eletrônico de varredura), equipamento do fabricante ZEISS modelo LEO 440, no modo de elétrons secundários.

As análises metalográficas foram realizadas via microscopia óptica com equipamento Olympus BX60M e também análises complementares via MEV.

Para classificar as inclusões foi realizada análise automática das imagens de acordo com o método microscópico A (“piores campos”) da norma ASTM E45-97. Ela é feita através da maior severidade encontrada analisando o material aleatoriamente através de varredura com microscópio em sua superfície. A observação exigida é uma área quadrada de 160 mm^2 com superfície polida da amostra e utilizando aumento de 100x, paralela ao eixo longitudinal da amostra. O tamanho das inclusões foi medido por uma escala colocada na ocular do microscópio e a imagem projetada em um fundo com um quadrado com 71,0 mm de lado. O registro das inclusões foi feito através de uma câmara ligada a uma impressora, sendo capturada uma imagem de cada amostra. Para caracterização das inclusões, as tabelas 3.3 e 3.4 definem os parâmetros:

Tabela 3.3: Comprimento total das inclusões pelo nível de severidade
(método A) (ASTM E45-97)

Nível de Severidade	Comprimento total em um campo com aumento de 100X, min.,(mm) - MÉTODO A			
	Tipo A	Tipo B	Tipo C	Tipo D
0.5	3.7	1.7	1.8	1
1	12.7	7.7	7.6	4
1.5	26.1	18.4	17.6	9
2	43.6	34.3	32.0	16
2.5	64.9	55.5	51.0	25
3	89.8	82.2	74.6	36
3.5	118.1	114.7	102.9	49
4	149.8	153.0	135.9	64
4.5	189.8	197.3	173.7	81
5	223.0	247.6	216.3	100

Tabela 3.4: Largura e Parâmetros do diâmetro das inclusões
(método A) (ASTM E45-97)

Tipo de Inclusão	Largura das Inclusões - MÉTODO A			
	Série FINA (F)		Série GROSSA (G)	
	Largura,mín, (μm)	Largura,máx, (μm)	Largura,mín, (μm)	Largura,máx, (μm)
A	2	4	>4	12
B	2	9	>9	15
C	2	5	>5	12
D	2	8	>8	13

Após a observação em MEV para análise da distribuição das inclusões, foram realizadas macro-grafias em microscopia óptica com aumento de 200x para verificar a distribuição de perlita.

Para caracterização e análise detalhada da microestrutura do material com alta resolução as amostras foram avaliadas também via MEV, para mostrar o espaçamento entre as lamelas de perlita. As amostras foram cortadas e lixadas para preparação da superfície e posterior ataque em nital 2%. Essas análises complementares no MEV foram realizadas com aumento de 2000x e 5000x. Para as amostras trefiladas o aumento de 5000x foi realizado nas análises próximas a superfície e no núcleo. A amostra de fio-máquina foi analisada com aumento de 5000x apenas próximo ao núcleo, com o objetivo de comparar com bastante clareza a condição do material em estado laminado com trefilado, em relação à profundidade de conformação.

4.0 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Análise química das amostras

As amostras foram analisadas com um espectrômetro de emissão ótica – Spectrolab LAVMBO8B, e os resultados encontram-se na Tabela 4.1

A Tabela 1 mostra a análise química do material, aço ABNT 1045 dos dois grupos de amostras.

Tabela 4.1: Análise química do aço ABNT 1045.

Primeiro Grupo												
Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Nb	Al	Fe
%	0,44	0,25	0,68	0,02	0,02	0,12	0,02	0,06	0,08	<0,01	<0,01	98,1
Segundo Grupo												
Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Nb	Al	Fe
%	0,43	0,24	0,67	0,02	0,02	0,12	0,01	0,05	0,08	<0,01	<0,01	98,1

4.2 Caracterização metalográfica das amostras

A avaliação micrográfica do material em estudo revela que antes da trefilação a microestrutura na secção longitudinal do fio-máquina laminado é constituído principalmente por colônias equiaxiais recristalizadas de fina perlita com quantidades de ferrita ao redor das extremidades dos grãos (Figuras 4.1 a 4.4). As fases perlíticas e ferrítica presentes são características de aços de médio carbono. Após a trefilação os grãos são alongados na direção longitudinal, na direção de trefilação (Figuras 4.5 a 4.9). Os espaços interlamelares também decrescem com a trefilação (Figuras 4.7 e 4.9), revelado também nas imagens pela rotação gerada nas colônias de perlita na direção do sentido de trefilação, comparando as figuras 4.6 e 4.7 com a Figura 4.4.

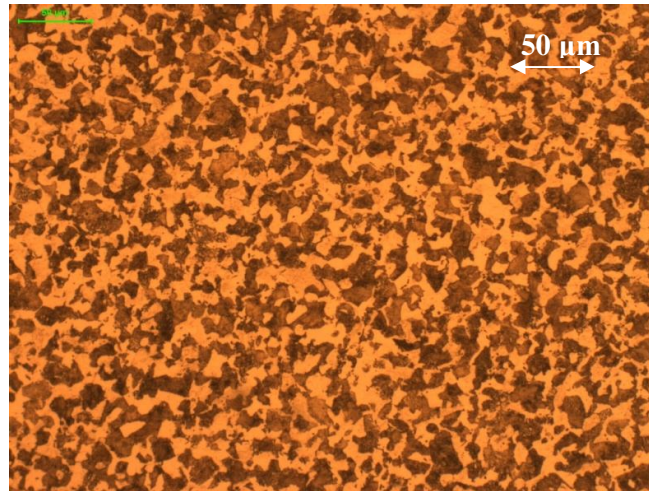


Figura 4.1 Amostra Fio-máquina analisada via microscopia óptica, corte transversal próximo ao núcleo da amostra, estrutura perlítica (região escura) e ferrita (região clara), ataque nital 2%, aumento 200x.

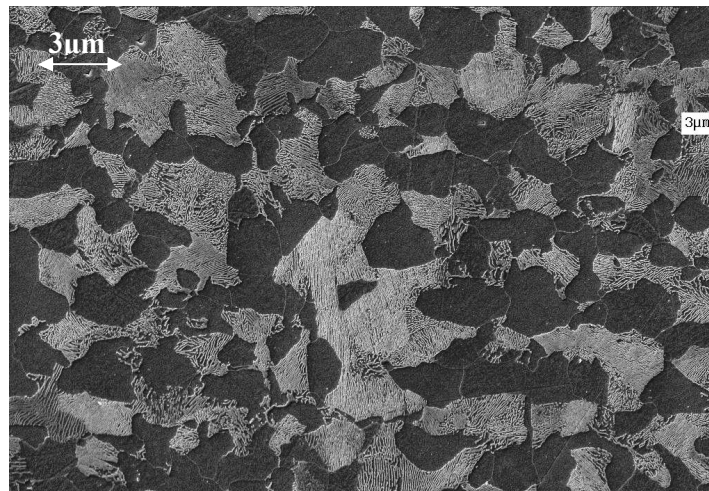


Figura 4.2 Amostra Fio-máquina analisada via MEV no sentido longitudinal da amostra (sentido de trefilação) próximo ao núcleo, estrutura perlítica (região clara) e ferrita (região escura), aumento 2000x.

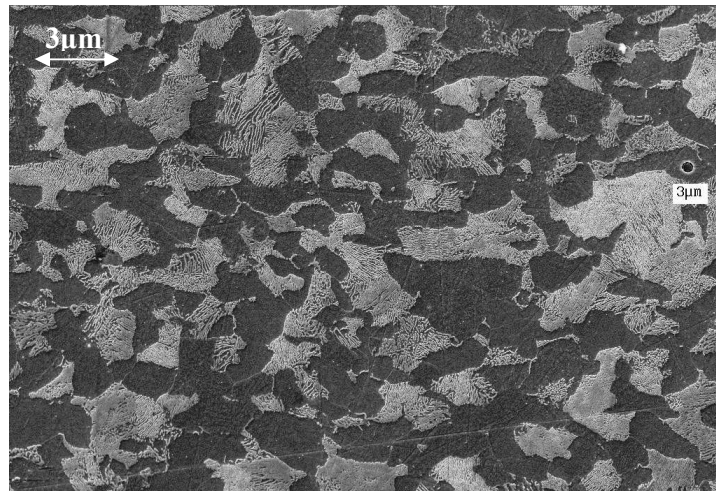


Figura 4.3 Amostra Fio-máquina analisada via MEV no sentido longitudinal da amostra (sentido de trefilação) próximo a superfície, estrutura perlítica (região clara) e ferrita (região escura), aumento 2000x.

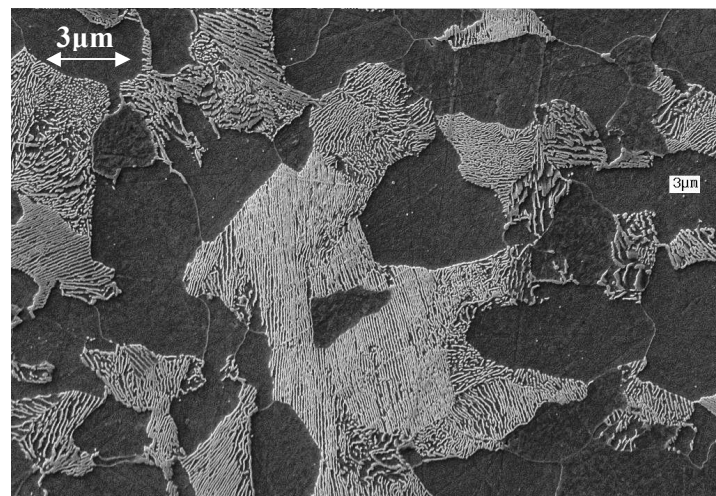


Figura 4.4 Amostra Fio-máquina analisada via MEV no sentido longitudinal da amostra (sentido de trefilação) próximo ao núcleo, estrutura perlítica (região clara) e ferrita (região escura), aumento 5000x.

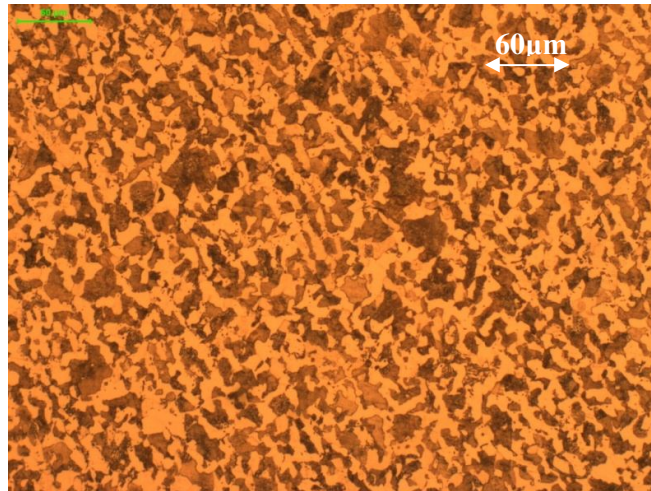


Figura 4.5 Amostra Barra trefilada analisada via microscopia óptica, corte transversal próximo ao núcleo da amostra, estrutura perlítica (região escura) e ferrita (região clara), ataque nital 2%, aumento 200x.

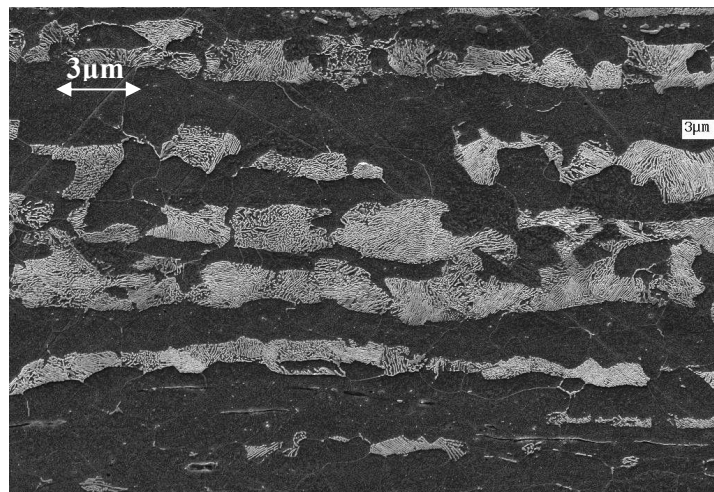


Figura 4.6 Amostra Barra trefilada analisada via MEV no sentido longitudinal da amostra (sentido de trefilação) próximo ao núcleo, estrutura perlítica (região clara) e ferrita (região escura), ataque nital 2%, aumento 2000x.

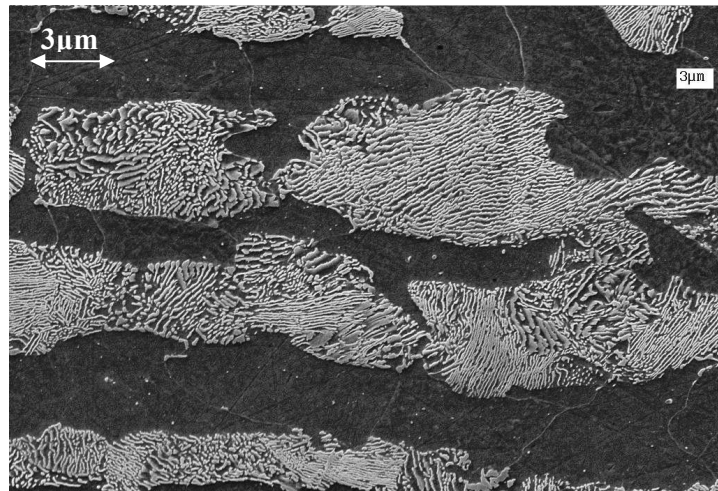


Figura 4.7 Amostra Barra trefilada analisada via MEV no sentido longitudinal da amostra (sentido de trefilação), próximo ao núcleo, estrutura perlítica (região clara) e ferrita (região escura), ataque nital 2%, aumento 5000x.

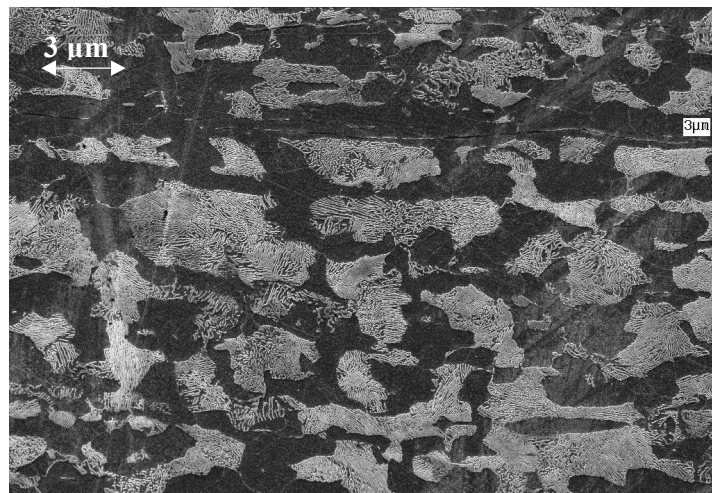


Figura 4.8 Amostra Barra trefilada analisada via MEV no sentido longitudinal da amostra (sentido de trefilação), próximo a superfície, estrutura perlítica (região clara) e ferrita (região escura), ataque nital 2%, aumento 2000x.

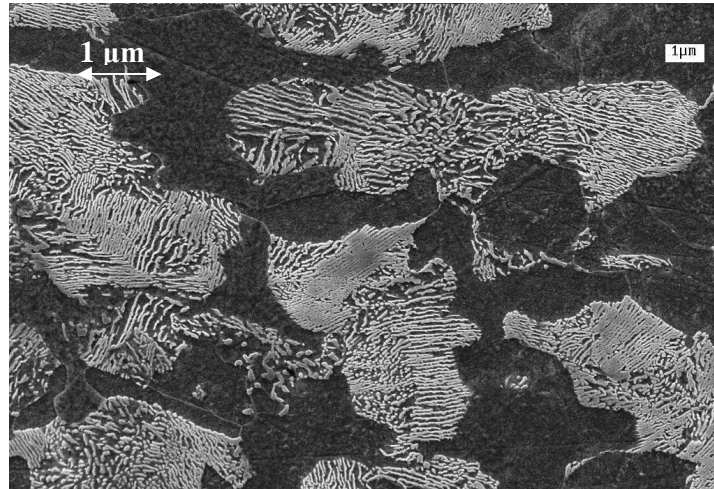


Figura 4.9 Amostra Barra trefilada analisada via MEV no sentido longitudinal da amostra (sentido de trefilação), próximo a superfície, estrutura perlítica (região clara) e ferrita (região escura), ataque nital 2%, aumento 5000x.

4.3 Análise de microdureza

Foram realizados ensaios de Microdureza Vickers nas amostras do segundo grupo, com incrementos de 0,5 mm na profundidade de medição em cada amostra. O endurecimento superficial é um indicativo de melhoria na resistência à fadiga, e serve como referência da profundidade alcançada pela conformação.

Para análise do gradiente de deformações envolvido na conformação foram avaliadas as amostras de cada etapa da trefilação combinada. A figura 4.10 ilustra os resultados obtidos para amostra pré-endireitada. A dureza superficial a 0,5 mm de profundidade da superfície teve como resultado médio entre as 4 posições medidas 236 HV/ 50. Na direção do núcleo a média nas 4 posições foi de 196 HV/50 (profundidade de 10 mm da superfície). Os resultados são condizentes com o estado do material nesta etapa, ainda em condição laminado, com profundidade alcançada pela conformação baixa. Com relação à posição da amostra, os resultados foram uniformes para todas as posições analisadas (0°, 90°, 180° e 270°).

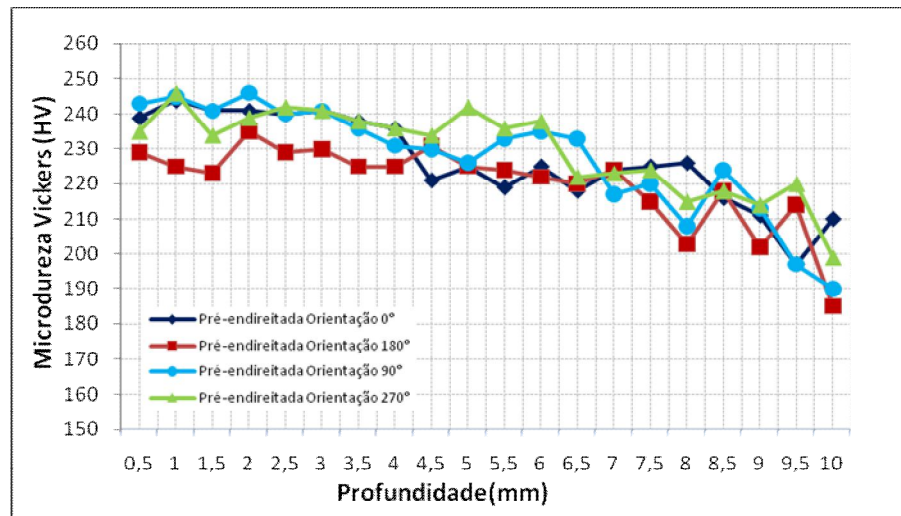


Figura 4.10 Perfil de microdureza da amostra pré-endreitada com incrementos de 0,5 mm medidos em quatro pontos diferentes da amostra

A Figura 4.11 apresenta os resultados obtidos para a amostra jateada. É evidente o endurecimento superficial alcançado nesta etapa, com profundidade alcançada até 1,5 mm e microdureza aproximadamente 5% maior comparada com a amostra pré-endreitada, para profundidade também até 1,5 mm.

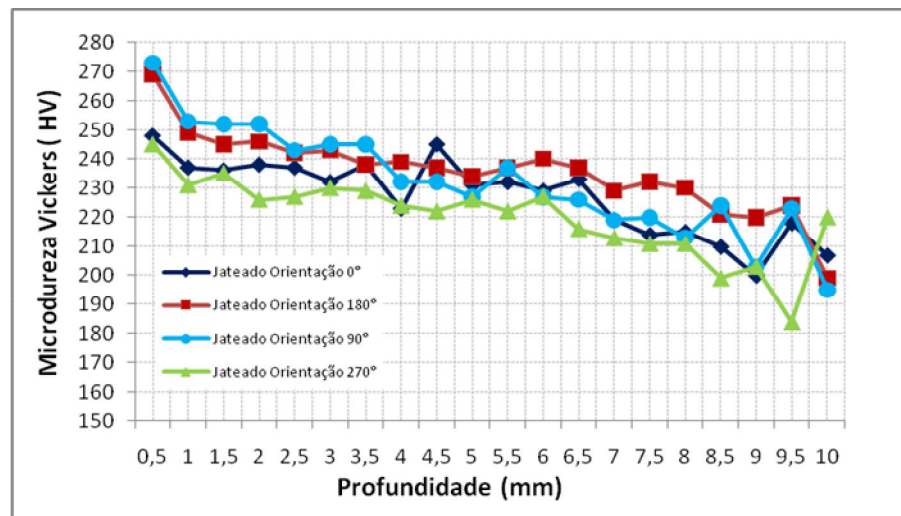


Figura 4.11 Perfil de microdureza da amostra jateada com incrementos de 0,5 mm medidos em quatro pontos diferentes da amostra

As figuras seguintes 4.12 a 4.14 mostram o perfil de dureza das amostras trefiladas e comparam os perfis utilizando dois diferentes ângulos de trabalho da fieira. Comparada à

amostra anterior jateada na figura 4.15, a dureza aumentou para todas as profundidades, com relação diretamente proporcional a profundidade, aumentando à medida que a profundidade aumentava. Com a fieira de ângulo de trabalho 15° a diferença inicialmente na profundidade de 0,5 mm foi de 23,5 HV/50 e em 98,75 HV/50 na profundidade de 10 mm. Na fieira com ângulo de trabalho 20° foi de 16 HV/50 e 94,75 HV/50 para as mesmas profundidades respectivamente. O objetivo da conformação utilizando o processo de trefilação condiz com os resultados encontrados de maior dureza superficial, conferindo maior resistência mecânica ao material.

Comparando os perfis de dureza utilizando os dois diferentes ângulos de fieira, nota-se maior uniformidade na com ângulo de 15° e também maiores valores de dureza nas profundidades compreendidas entre 4 e 8,5 mm comparados a fieira de 20° .

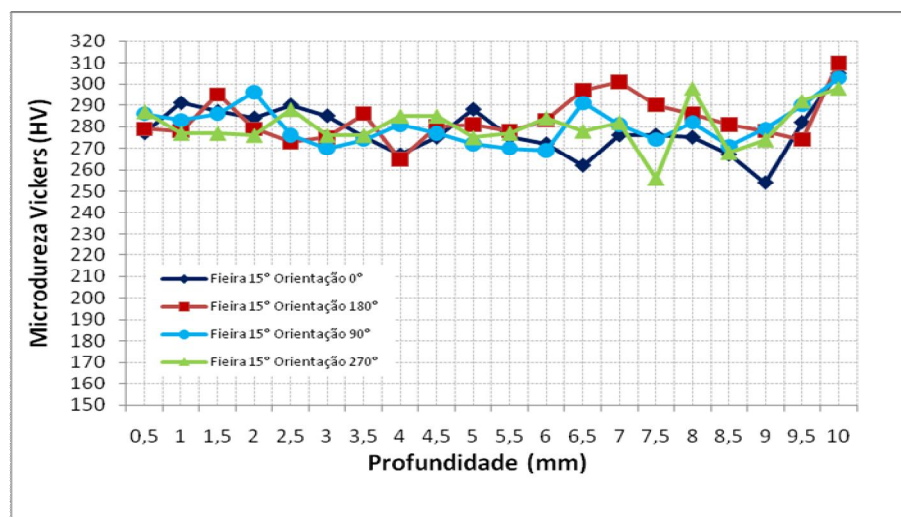


Figura 4.12 Perfil de microdureza da amostra trefilada (ângulo de fieira de 15°) com incrementos de 0,5 mm medidos em quatro pontos diferentes da amostra

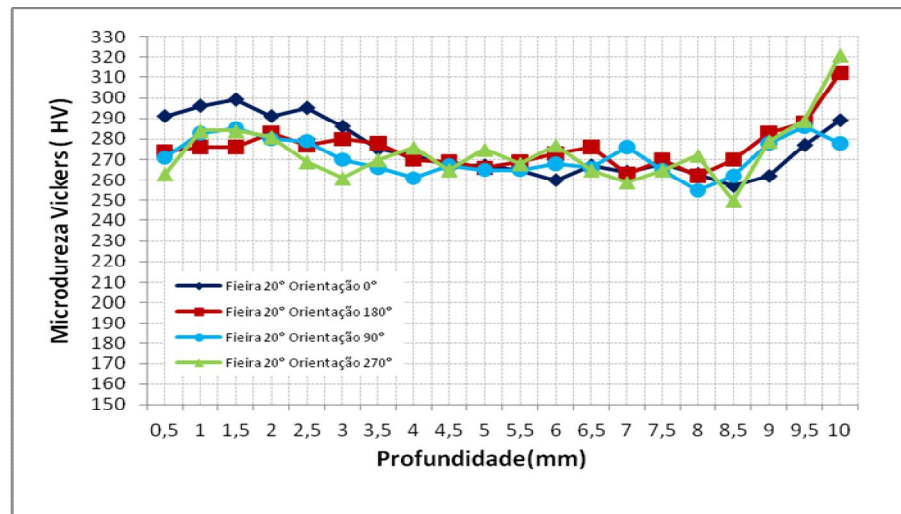


Figura 4.13 Perfil de microdureza da amostra trefilada (ângulo de feira de 20°) com incrementos de 0,5 mm medidos em quatro pontos diferentes da amostra

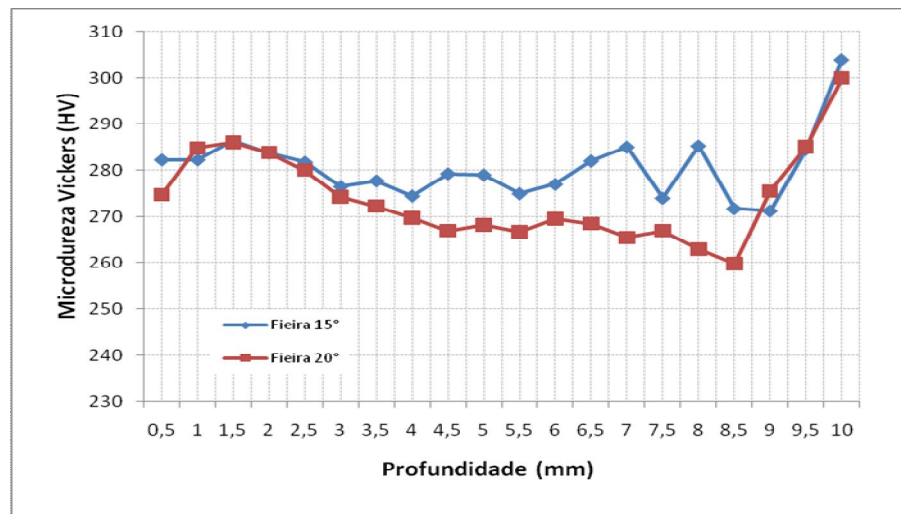


Figura 4.14 Comparação entre os perfis de microdureza das amostras trefiladas (ângulo de feira de 15° e 20°) com cada profundidade representando a média das medidas de dureza realizada nas quatro posições (0°, 90°, 180° e 270°)

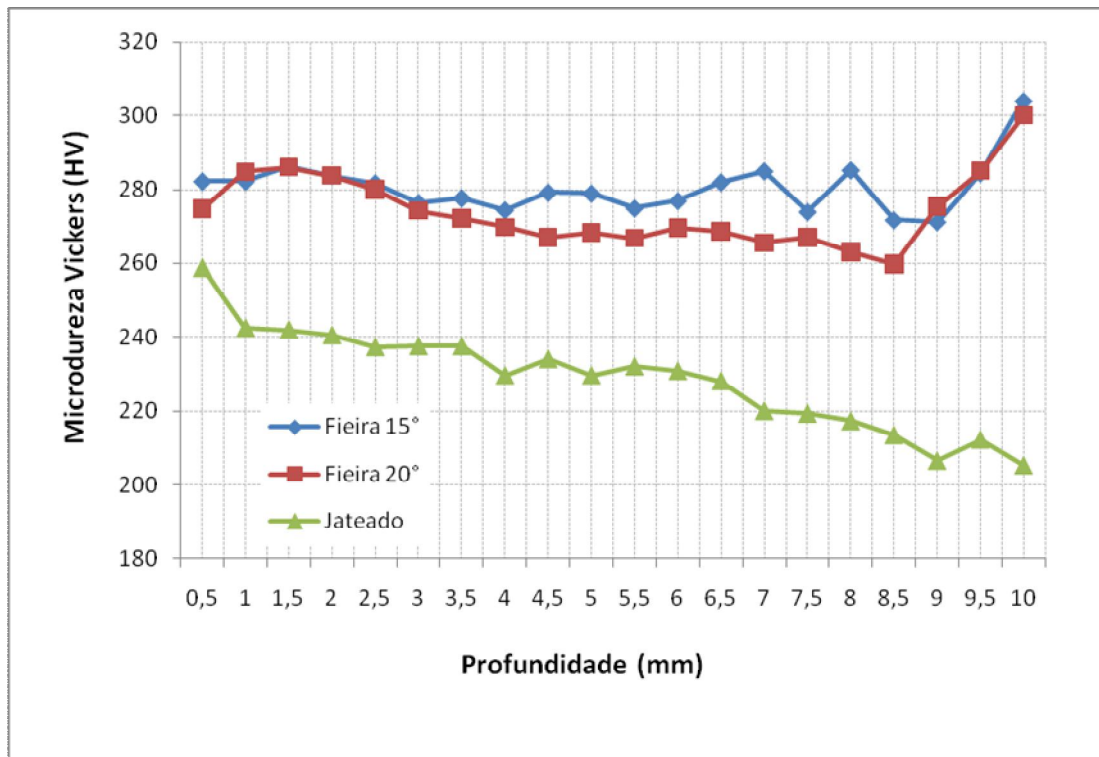


Figura 4.15 Comparação entre os perfis de microdureza das amostras trefiladas (ângulo de fieira de 15° e 20°) com a amostra jateada e com cada profundidade representando a média das medidas de dureza realizada nas quatro posições (0°, 90°, 180° e 270°)

O processo de polimento e endireitamento por rolos côncavos e convexo (PERC) gerou endurecimento superficial na amostra processada com ângulo entre os rolos de 15°, predominantemente entre as profundidades de 1,5 à 6,5 mm. Com o ângulo entre os rolos de 16° o endurecimento foi em algumas profundidades, principalmente entre 4,5 à 7 mm, sendo que em outras ocorreu decréscimo significativo gerando uma média de dureza de todas as posições e profundidades igual a amostra trefilada com ângulo de 15°. Com ângulo de PERC de 18° a média de dureza de todas as posições e profundidades comparada a amostra trefilada com ângulo de 15° foi menor, com endurecimento entre as profundidades de 2,0 à 3,5 mm e decréscimo de dureza entre 6,0 à 7,5 mm (Figura 4.16).

Comparando os perfis de dureza das amostras utilizando os três ângulos entre os rolos (15°, 16° e 18°) nota-se maior variação entre as profundidades com o ângulo de 15°, e também maior endurecimento (Figura 4.16).

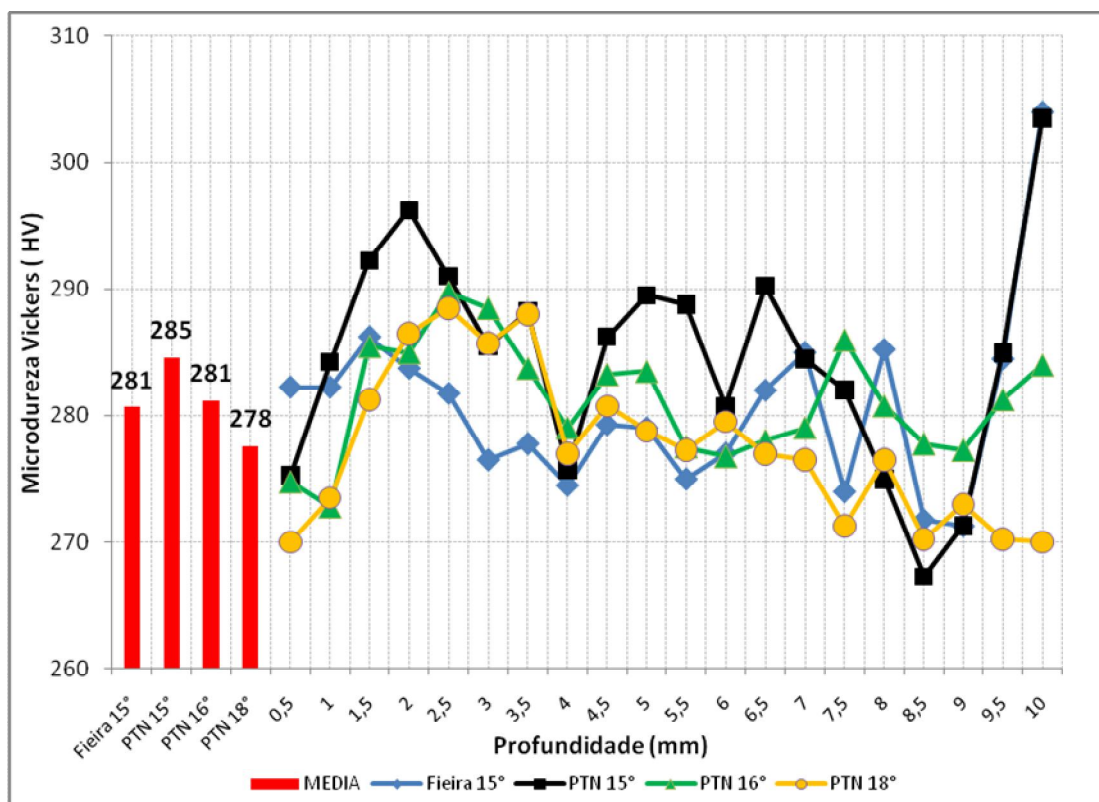


Figura 4.16 Comparação entre os perfis de microdureza da amostra trefilada (ângulo de feira de 15°) com as amostras endireitadas com ângulos entre os rolos da PERC de 15°, 16° e 18°.

4.4 Caracterização das inclusões das amostras

A classificação das inclusões para as sete amostras do segundo grupo analisadas esta demonstrada na tabela 4.2 e a morfologia na figura 4.17.

Tabela 4.2. Resultados da classificação das inclusões para cada amostra utilizando o método A da norma ASTM E45-97

Amostra	Tipo A		Tipo B		Tipo C		Tipo D		Etapa
	Fina	Grossa	Fina	Grossa	Fina	Grossa	Fina	Grossa	
1	3	0	0	0	0	0	1	0,5	PTN
2	3	0	0	0	0	0	1	0,5	Fieira
3	3	0	0	0	0	0	1	0,5	PTN
4	3	0	0	0	0	0	1	0,5	Jateado
5	3	0	0	0	0	0	1	0,5	Fieira
6	3	0	0	0	0	0	1	0,5	PTN
7	3	0	0	0	0	0	1	0,5	Pré-endireitamento
MÉDIA	3						1	0,5	

Tabela 4.3. Descrição dos parâmetros de processo utilizados para cada amostra

Amostra	Condição de Processamento	Ângulo de fieira(°)	Ângulo de endireitamento	Condição do núcleo da fieira
1	2c	20	16	NORMAL
2	2b	20	x	NORMAL
3	2d	20	18	NORMAL
4	x	x	x	x
5	2a	15	x	NORMAL
6	2e	20	15	NORMAL
7	x	x	x	x

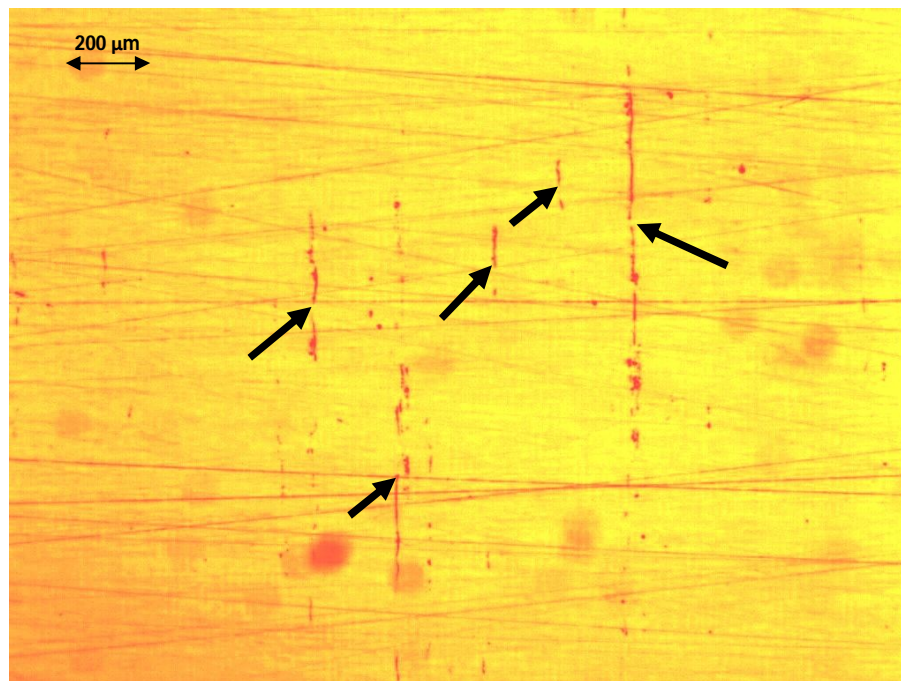


Figura 4.17 Inclusões na Amostra 7 pré-endireitada analisada via MEV no sentido longitudinal da amostra (sentido de trefilação)

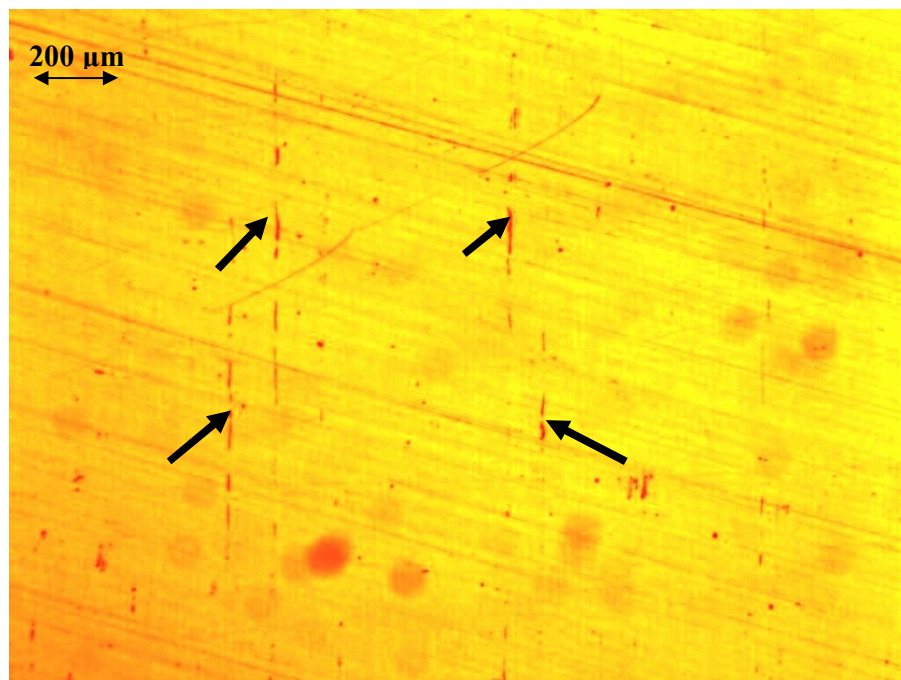


Figura 4.18 Inclusões na amostra 6 (Etapa PERC com ângulo de 15°) analisada via MEV no sentido longitudinal da amostra (sentido de trefilação)

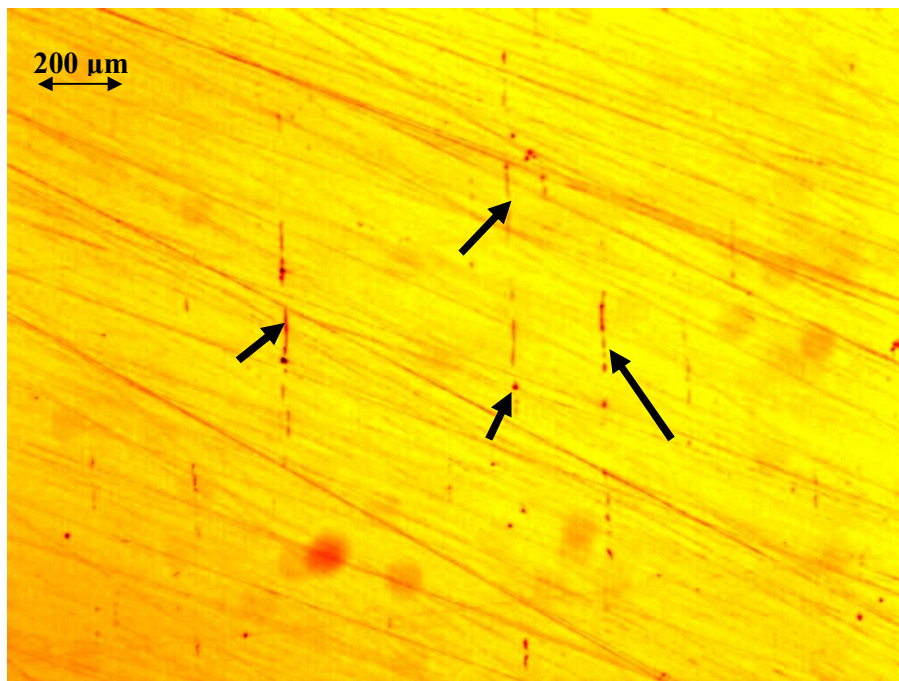


Figura 4.19 Inclusões na amostra 5 (Etapa trefilação com fieira com ângulo de 15°) analisada via MEV no sentido longitudinal da amostra (sentido de trefilação)

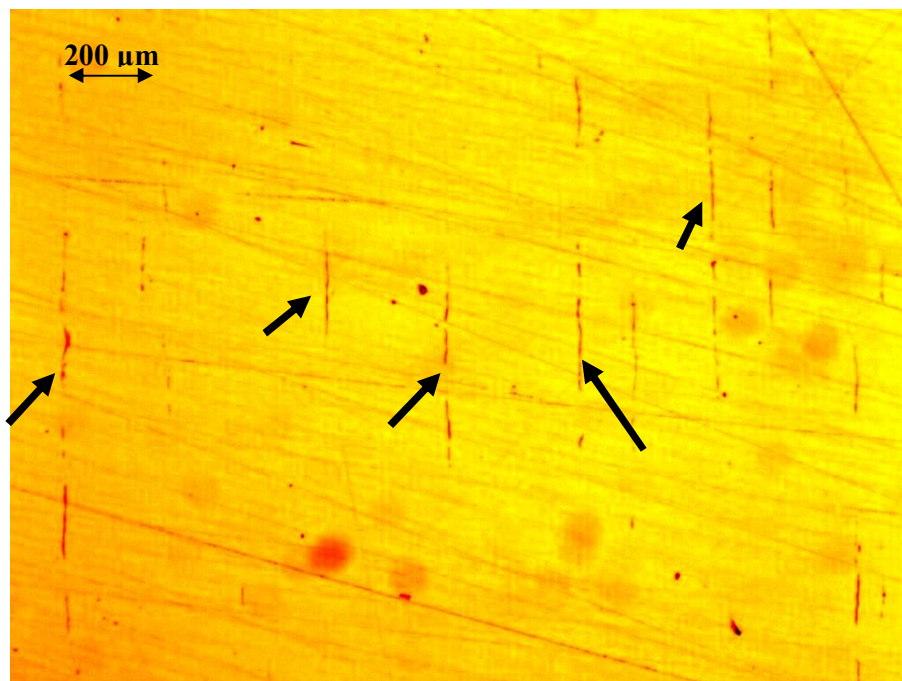


Figura 4.20 Inclusões na amostra 4 (Etapa jateamento) analisada via MEV no sentido longitudinal da amostra (sentido de trefilação)

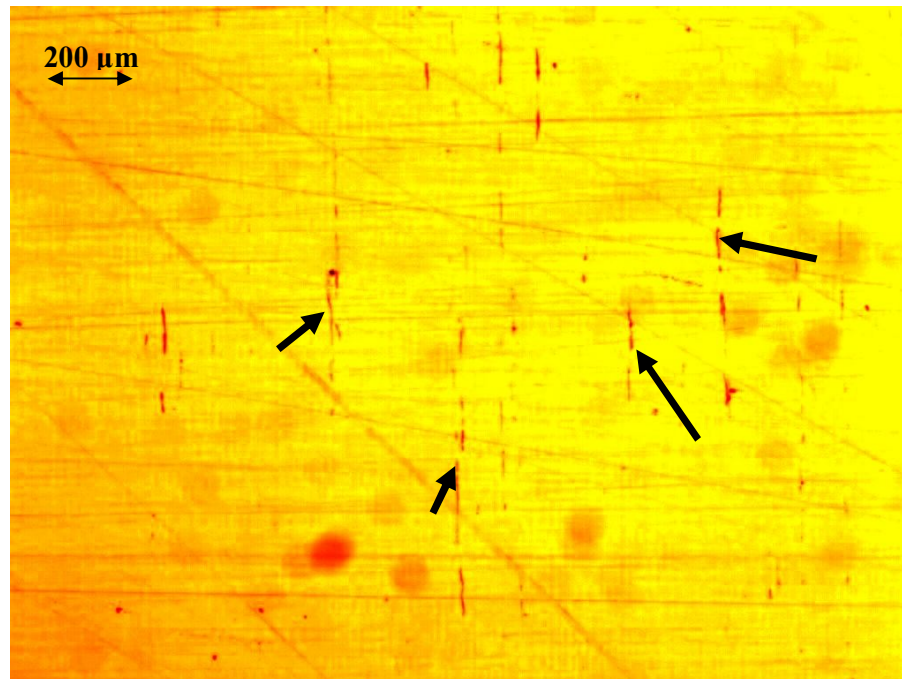


Figura 4.21 Inclusões na amostra 3(Etapa PERC com ângulo de 18°) analisada via MEV no sentido longitudinal da amostra (sentido de trefilação)

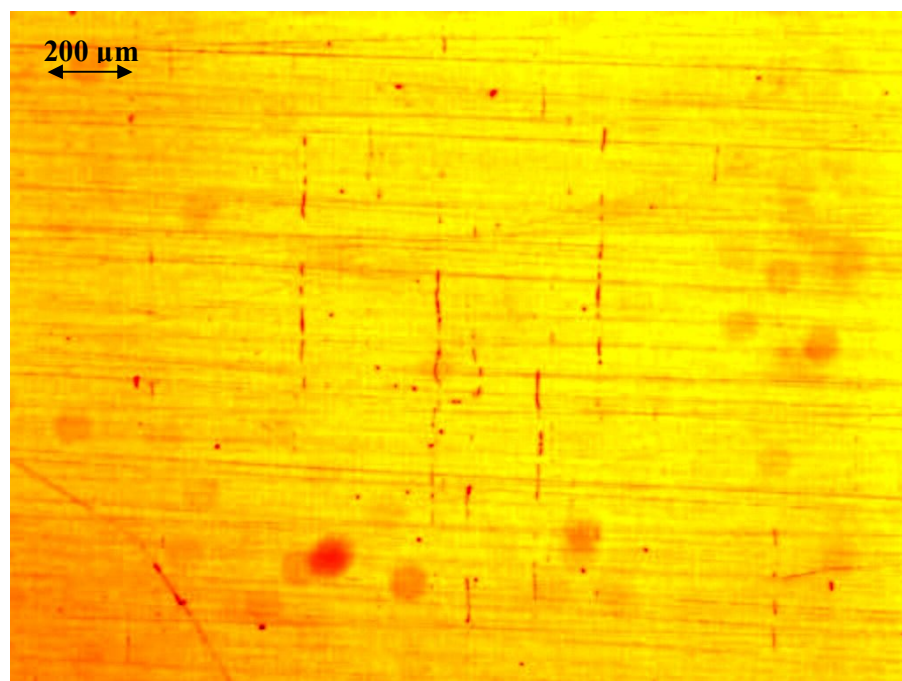


Figura 4.22 Inclusões na amostra 2 (Etapa Trefilação com ângulo de 20°) analisada via MEV no sentido longitudinal da amostra (sentido de trefilação).

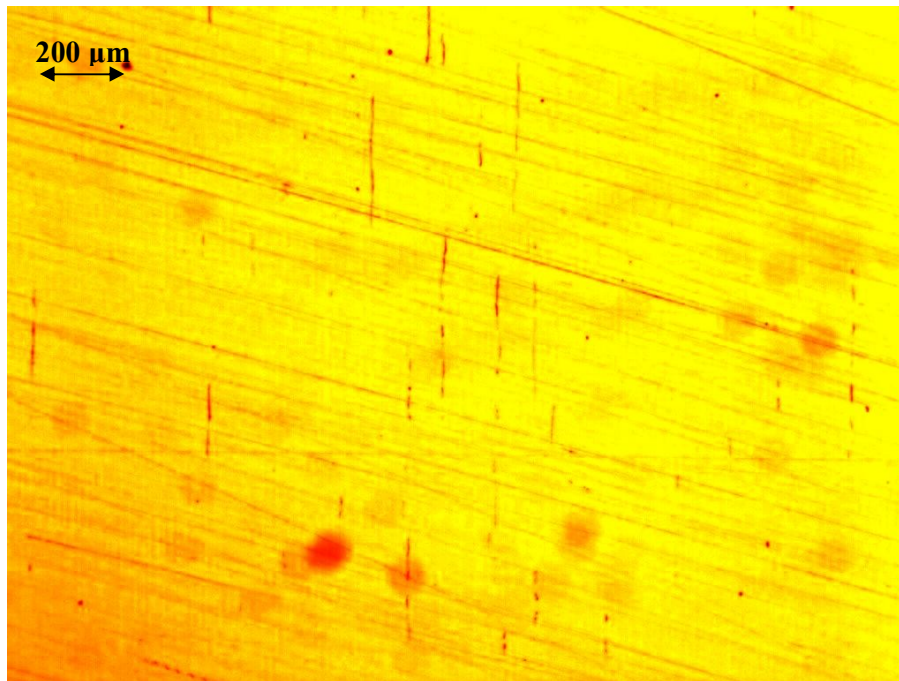


Figura 4.23 Inclusões na amostra 1 (Etapa PERC com ângulo de 16°) analisada via MEV no sentido longitudinal da amostra (sentido de trefilação)

As inclusões na amostra retirada após a etapa de pré-endireitamento (Figura 4.17) mostram-se alongadas e rompidas devido ao processo de laminação do fio-máquina. Na amostra após jateamento as inclusões estão distribuídas. Nas demais amostras trefiladas e endireitadas o alongamento e rompimento das inclusões mostraram-se maiores, devido ao processo de conformação, também ocorrendo uma distribuição homogênea. A variação entre as amostras foi muito pequena, podendo ser considerada insignificante. Analisando as inclusões presentes no material pode-se verificar que não apresentaram mudanças significativas desde as etapas iniciais do processo de fabricação. Ou seja, o alinhamento ocorrido no sentido de processamento do material não foi alterado durante as etapas. Isso preliminarmente é um bom indicativo, pois resulta em menores tensões internas durante o processo de trefilação, endireitamento e polimento por rolos (PERC). Ao longo do comprimento das inclusões do Tipo A e no contorno das inclusões do Tipo D, não foram identificados vazios, nem iniciação e propagação de micro-trincas. Vora e Polonis (VORA

1976) em trabalho realizado em 1976 sobre a influência de fatores microestruturais em fraturas dinâmicas de aços, evidenciaram a formação de vazios e propagação de microtrincas ao longo de inclusões não metálicas. Bandstra et. al. (BANDSTRA 2004) relatou nucleação de vazios na interface de inclusões não metálicas e a estrutura cristalina de aços conformados com baixa deformação. De acordo com Broek (BROEK 1973) estes vazios causam concentração de tensões. O resultado é diferentes níveis de tensões em diferentes localizações ao mesmo tempo, contribuindo para maiores níveis de tensões residuais.

4.5 Caracterização das tensões residuais das amostras

O resultado das tensões residuais das amostras será mostrado a seguir, utilizando método por difração de raios-X para todas as amostras e complementarmente método do furo cego para amostras trefiladas e endireitadas e polidas.

Conforme descrito na secção 3.2, com as combinações de alterações de parâmetros foram formados quatro conjuntos de diferentes parâmetros de processamento do material para o primeiro grupo de amostras e cinco conjuntos no segundo grupo de amostras, explicados nas tabelas 3.1 e 3.2.

Tabela 3.1: Amostras do processo de trefilação combinada

Identificação das amostras	Condição de Processamento do material		
	Ângulo de feira (°)	Ângulo de endireitamento final-PERC (°)	Condição do núcleo da feira
Primeiro Grupo			
1a	20	x	NORMAL
1b	15	x	COM REVESTIMENTO
1c	15	16	COM REVESTIMENTO
1d	15	18	COM REVESTIMENTO
Segundo Grupo			
2a	15	x	NORMAL
2b	20	x	NORMAL
2c	20	16	NORMAL
2d	20	18	NORMAL
2e	20	15	NORMAL

Tabela 3.2: Amostras do segundo grupo analisadas via MEV e submetidas a ensaio de microdureza

Segundo Grupo		
Número da Amostra	Etapa	Condição de Processamento do material de acordo com o número de identificação da amostra (tabela 3.1)
1	PERC	2c
2	Fieira	2b
3	PERC	2d
4	Jateado	Não se aplica
5	Fieira	2a
6	PERC	2e
7	Pré-endireitado	Não se aplica

As medições pelo método de difração de raios-X foram realizadas em todas as amostras do primeiro e segundo grupo conforme identificação e condições de processamento descritas nas tabelas 3.1 e 3.2.

4.5.1 Etapa de pré-endireitamento

As tensões residuais superficiais do fio-máquina pré-endireitado são mostradas na figura 4.24

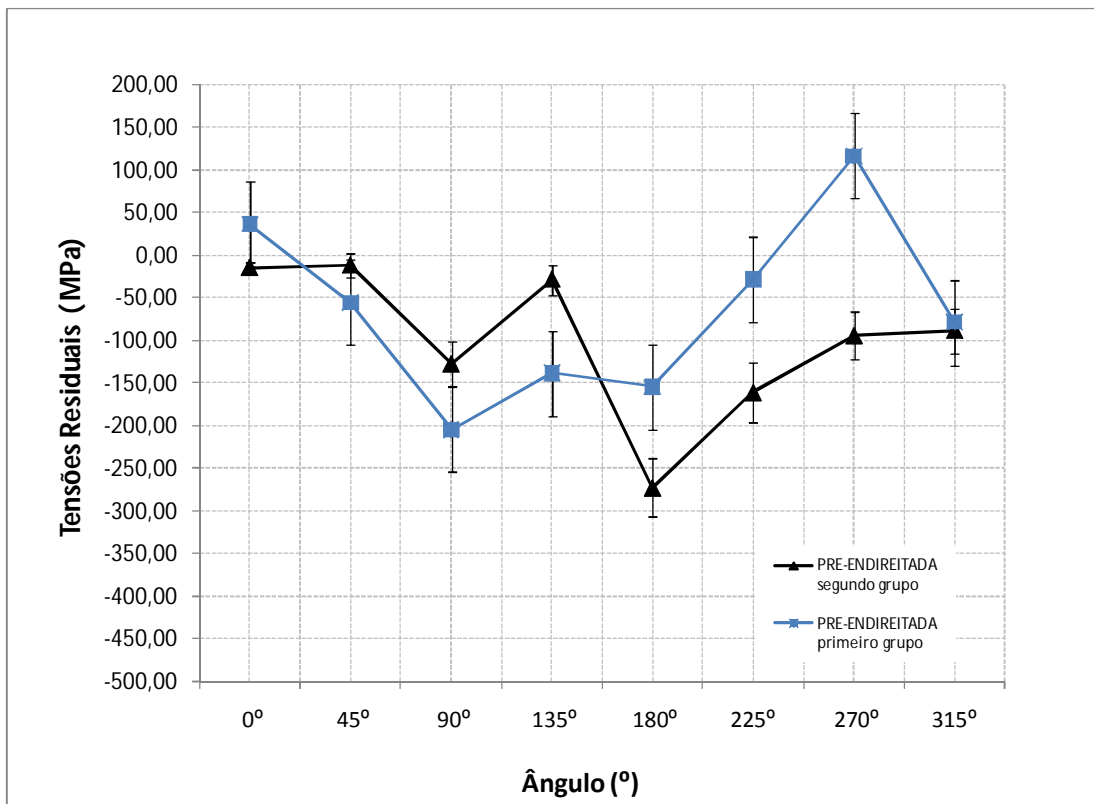


Figura 4.24 Tensões Residuais Longitudinais nas amostras do fio-máquina pré-endireitado dos dois grupos de amostras utilizando método de difração por raios-X

As tensões encontradas foram compressivas, com variação significativa ao longo do perímetro da amostra. Esta variação está relacionada à deformação plástica não uniforme gerada pelos rolos do processo de pré-endireitamento, principalmente devido à curvatura acentuada do fio-máquina após o processo de desbobinamento. Os rolos são dispostos de forma a garantir a correta transformação do formato curvilíneo para retilíneo da matéria prima.

4.5.2 Etapa de Jateamento

As tensões residuais superficiais do fio-máquina jateado são mostradas na figura 4.25

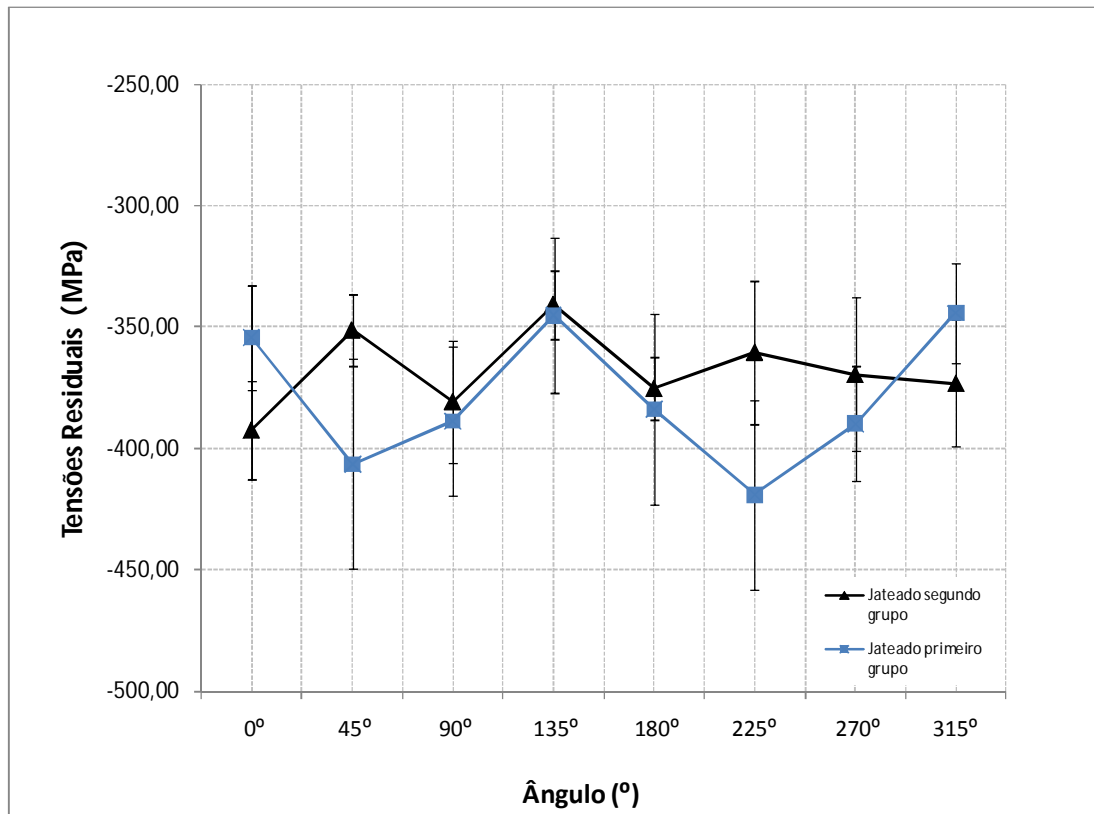


Figura 4.25 Tensões Residuais Longitudinais na amostra jateada dos dois grupos utilizando método de difração por raios-X

As tensões encontradas foram compressivas, com pequena variação ao longo do perímetro das amostras. Devido ao processo de jateamento com granalhas de aço, a região abaixo da superfície apresenta um volume de material deformado plasticamente à frio com formação de uma camada regular de metal com tensão residual compressiva devido a sobreposição das regiões encruadas formadas pelo fluxo contínuo de aplicação das granalhas. As amostras dos dois grupos mostraram o mesmo perfil de tensões.

4.5.3 Etapa de Trefilação utilizando método de difração por raios-X

As tensões residuais superficiais do fio-máquina trefilado são mostradas nas figuras a seguir

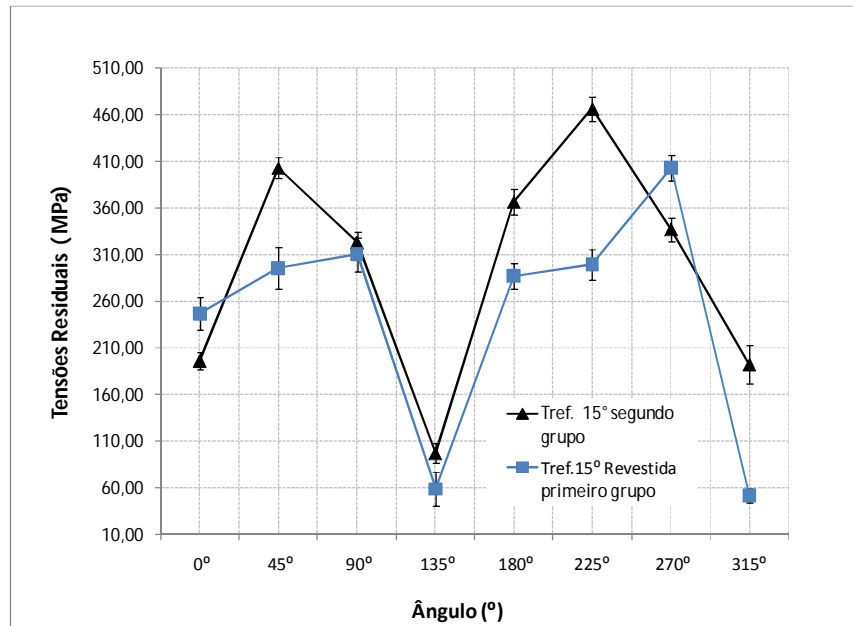


Figura 4.26 Tensões Residuais Longitudinais nas amostras trefiladas dos dois grupos com fieira com ângulo de 15° utilizando método de difração por raios-X

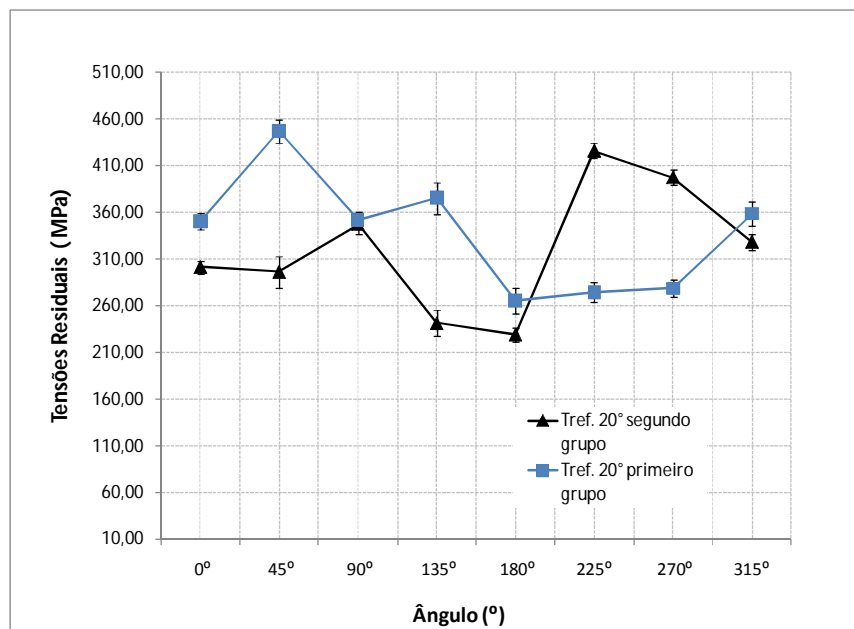


Figura 4.27 Tensões Residuais Longitudinais nas amostras trefiladas dos dois grupos com fieira com ângulo de 20° utilizando método de difração por raios-X

Durante o processo de trefilação, tensões trativas são geradas. As tensões encontradas tiveram pequena variação ao longo do perímetro da amostra, porém apresentaram alto nível na superfície da barra. Nos gráficos das figuras 4.26, 4.27 e 4.28 é possível observar a permanência das diferenças de tensões residuais nas amostras trefiladas ocasionado pela etapa de pré-endireitamento.

A amostra trefilada do primeiro grupo processada com feira revestida obteve o mesmo perfil de tensões, porém níveis de tensões consideravelmente menores quando comparadas a amostra do segundo grupo processada com mesmo ângulo de feira, porém sem revestimento no núcleo (figura 4.26).

Comparando-se os resultados das amostras com ângulos de feira de 15° e 20° do segundo grupo nota-se que o perfil de tensões é semelhante, porém em quatro posições (0°, 45°, 180°, 225°) a amostra com ângulo de feira 15° obteve uma diferença de valores significativamente superiores ao de 20°, quando comparados as quatro outras posições (90°, 135°, 270° e 315°) em que a feira de 20° obteve valores superiores a de 15° (como ilustrado na figura 4.28)

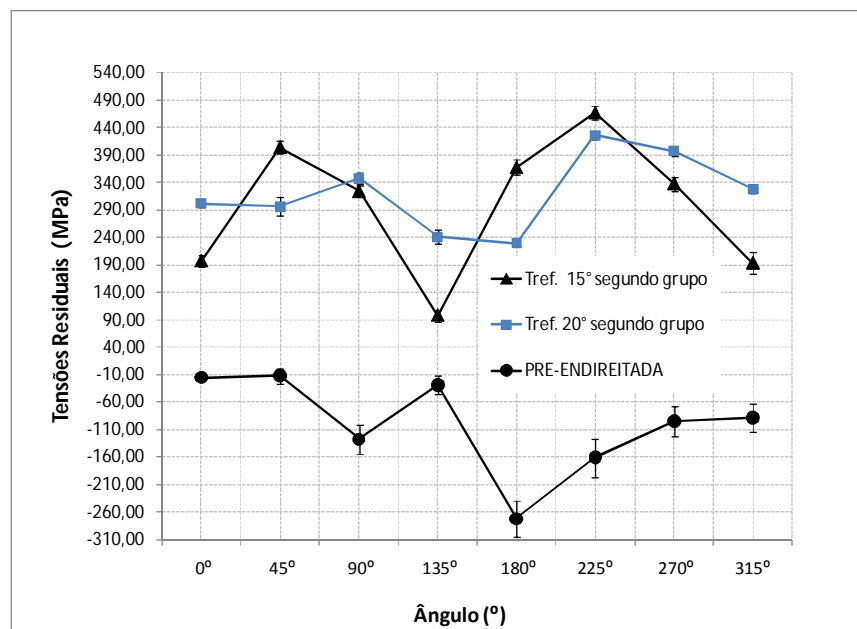


Figura 4.28 Comparação entre o perfil das tensões residuais das amostras trefiladas do segundo grupo com ângulos de feira de 15° e 20° e amostra Pré-Endireitada utilizando método de difração por raios-X

A comparação dos resultados das amostras do primeiro grupo com ângulo de feira de 15° e núcleo revestido com as amostras do primeiro e segundo grupo com ângulo de

fireira de 20° foram bastante diferentes, com valores predominantemente maiores para as amostras processadas com ângulo de fireira 20° (como ilustrado nas figuras 4.29 e 4.30).

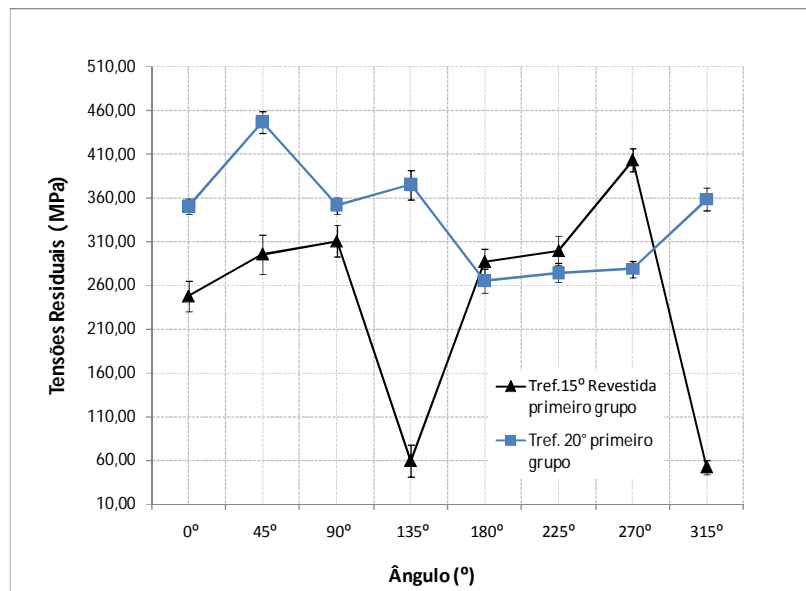


Figura 4.29 Comparação entre as tensões residuais das amostras trefiladas do primeiro grupo com ângulos de fireira de 15° (revestida) e 20° utilizando método de difração por raios-X

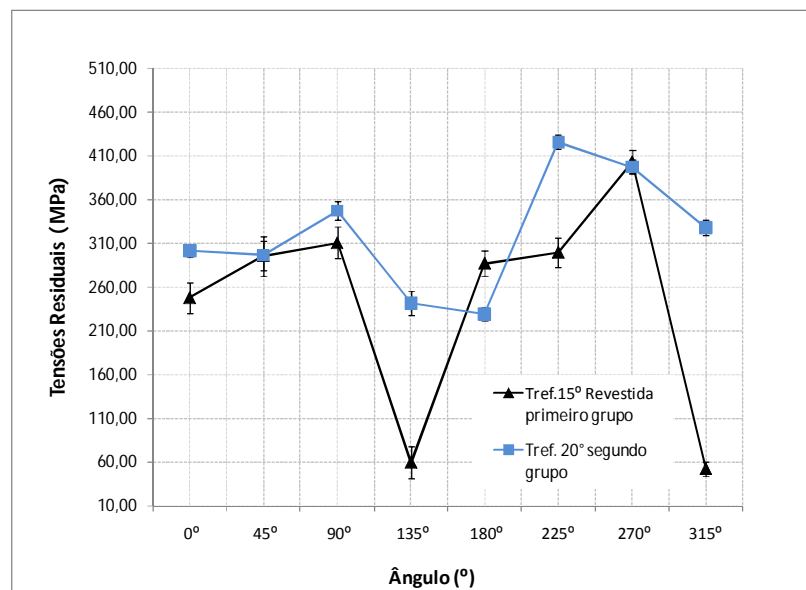


Figura 4.30 Comparação entre as tensões residuais das amostras trefiladas do primeiro grupo com ângulos de fireira de 15° (revestida) e do segundo grupo com ângulos de fireira 20° utilizando método de difração por raios-X.

A feira com ângulo de 15° utilizada no segundo grupo de amostras foi confeccionada através de um reaproveitamento de outra feira com ângulo de origem de 20° . Para realizar esta operação foi aumentado o comprimento da zona II (região de trabalho, onde ocorre a deformação) da feira e reduzido conseqüentemente o comprimento da zona I (Região de entrada), para possibilitar a criação do ângulo de 15° (Figuras 4.31 e 4.32). Esta prática é comum nos trefiladores, porém influencia nas condições do arraste de lubrificante para a área de contato do material (L) e a feira, na zona II (Figura 4.32). As tensões tangenciais (τ) que ocorrem no material devido ao atrito causado pelo movimento da barra em contato com a feira são influenciadas fundamentalmente pelas condições de lubrificação e rugosidade do núcleo da feira. Os resultados das tensões residuais das amostras do segundo grupo processadas com esta feira, apresentados na figura 4.28, foram maiores em alguns pontos comparados aos resultados das amostras processadas com ângulo de feira de 20° devido a esta condição.

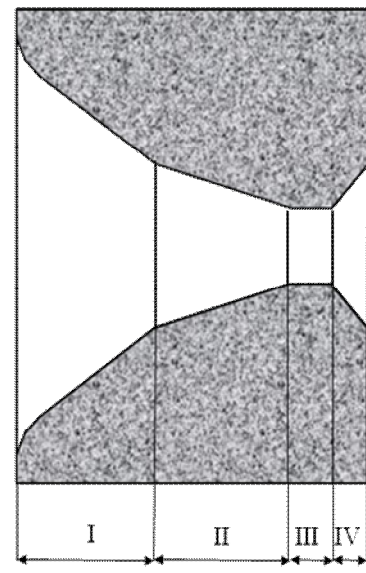


Figura 4.31 Regiões da feira, Zona I região de entrada; Zona II região de trabalho, Zona III Região cilíndrica para calibração; Zona IV região de saída para recuperação elástica. (BUTTON 2001).

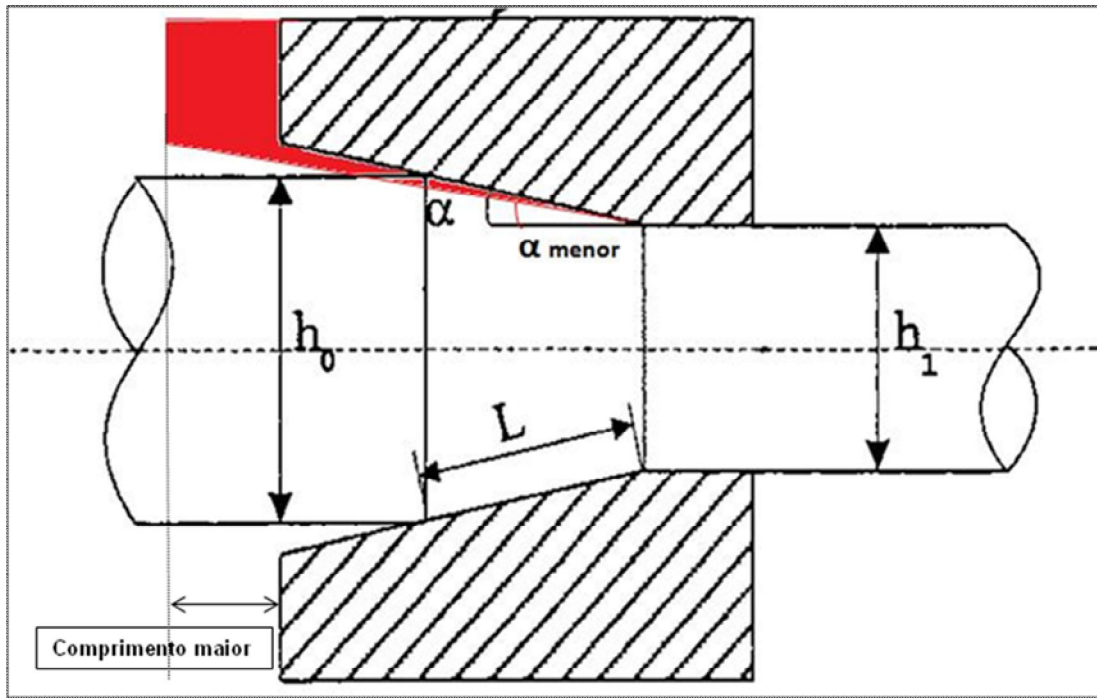


Figura 4.32 Ilustração esquemática da Zona II da fieira identificando alteração de comprimento gerada após a transformação para um ângulo α menor. (WANG & GONG 2002).

4.5.4 Etapa de Trefilação utilizando método hole-drilling

Na figura 4.33 estão ilustradas as tensões residuais longitudinais próximas a superfície para a amostra trefilada com ângulo de 15° com núcleo revestido. As condições de processamento do material são apresentadas na tabela 4.4. As curvas encontradas para o perfil de tensões residuais nas posições 0° e 90° da superfície trefilada indicam uma tensão longitudinal trativa máxima de 220 MPa na profundidade de 0,6 mm. As tensões trativas indicam uma tendência de aumento em direção ao núcleo. Para a posição 180° a tensão longitudinal trativa máxima foi de 380 MPa na profundidade de 0,6 mm e para posição 270° de 300 MPa também na profundidade de 0,6 mm, com ambas posições indicando tendência de aumento das tensões em direção ao núcleo.

As tensões envolvidas durante a trefilação foram simuladas numericamente pelo método de elementos finitos no trabalho de Shemanski, citado no capítulo 2. Neste trabalho encontram-se dados para o entendimento do perfil de tensões residuais encontrado na amostra trefilada. O motivo da ocorrência de tensões trativas pode ser explicado pelo processo de conformação na fiação, gerando um estado de tensões triaxial na zona de trabalho. Nesta região de redução (cone de trabalho), conforme ilustrado na figura 4.34, os pontos próximos à superfície encontram-se sob tensões compressivas causando tensões trativas elásticas no núcleo. Após a passagem pelo cone de trabalho, em função da deformação plástica na superfície, as tensões trativas do centro são aliviadas gerando, no equilíbrio, tensões trativas residuais na superfície do material.

Devido ao princípio de equilíbrio, tensões levemente trativas, compressivas ou nulas poderão ser observadas no núcleo da peça para contrapor as tensões na região próxima da superfície.

As regiões mais internas sofreram maiores esforços em comparação à superfície, de forma que tipicamente um mínimo nas tensões é observado entre 0,05 a 0,1 mm abaixo da superfície (figura 4.33).

Tabela 4.4: Parâmetros de processamento do material, Figura 4.33

Identificação da amostra	Condição de Processamento do material	
	Ângulo de feira (°)	Condição do núcleo da feira
Primeiro Grupo		
1b	15	COM REVESTIMENTO

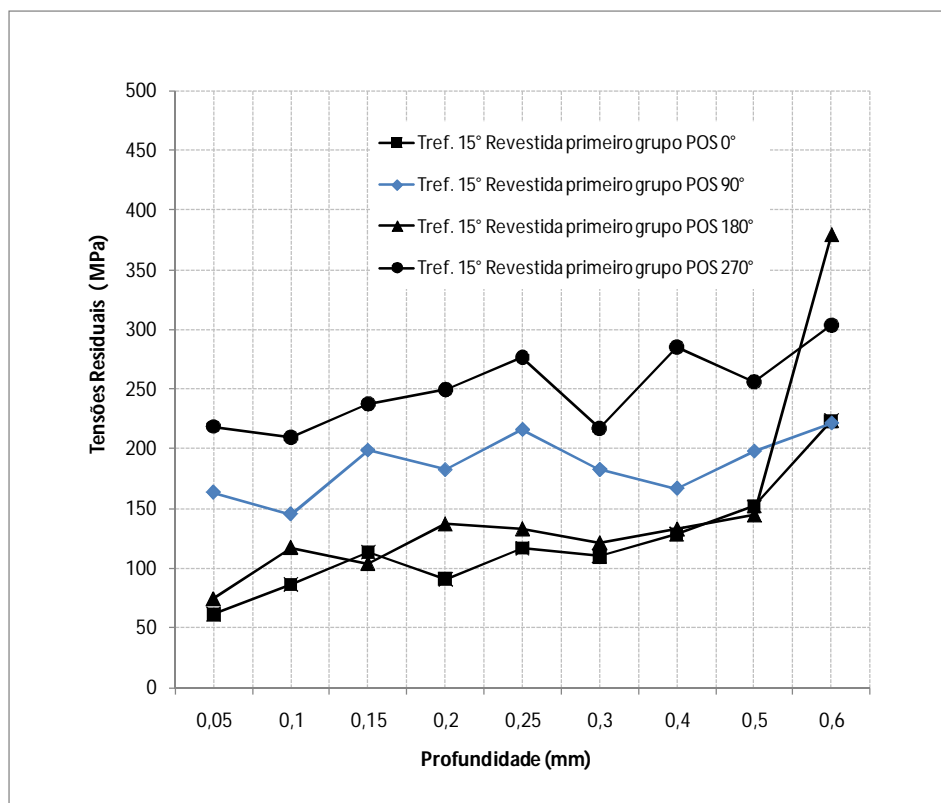


Figura 4.33 Tensões residuais da amostra 1b do primeiro grupo, trefilada com ângulo de 15° utilizando método hole-drilling

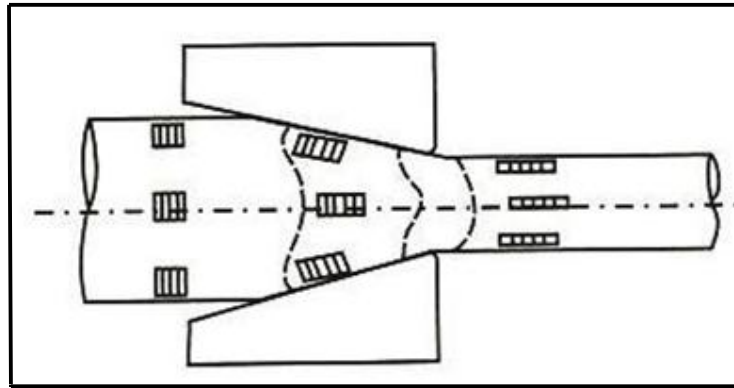


Figura 4.34 Tensões envolvidas na zona de conformação da fieira (CETLIN 2005)

Na figura 4.35 evidencia-se que o nível de tensões residuais é influenciado pelo ângulo da fieira. Utilizando ângulo de 20° ocorrem tensões trativas próximas a superfície, maiores que as tensões geradas com ângulo de fieira de 15° . Este efeito pode ser explicado pela menor área de contato entre fieira e material para ângulos maiores gerando uma zona de deformação superficial e, portanto, tensões trativas, como demonstrado em diferentes trabalhos de Asakawa et. al. (ASAKAWA 2002), (ATIENZA 2004), (WANG & GONG 2002).

Correlacionando os resultados obtidos com o fator Δ , utilizando um ângulo de fieira menor (15° , $\Delta = 4$) a zona de deformação plástica avança para o núcleo do fio-máquina, assim há uma maior deformação no núcleo do material se comparado com ângulo de ferramenta maior (20° , $\Delta = 5,5$). Desta forma, teremos regiões próximas a superfície com tensões residuais trativas com níveis menores utilizando-se o ângulo de 15° comparando-se com as tensões residuais próximas a superfície para o ângulo de 20° (ELICES 2004). Na figura 4.35 confirma-se este resultado analisando o comportamento das curvas de tensões das duas fieiras, onde a de 15° até 0,5 mm de profundidade induz tensões menos trativas, sendo após essa profundidade a tendência dos dois ângulos terem o mesmo perfil, até a profundidade de 0,6 mm.

Tabela 4.5: Parâmetros de processamento do material, Figura 4.35

Identificação da amostra	Condição de Processamento do material	
	Ângulo de fieira (°)	Condição do núcleo da fieira
Primeiro Grupo		
1b	15	COM REVESTIMENTO
Segundo Grupo		
2b	20	NORMAL

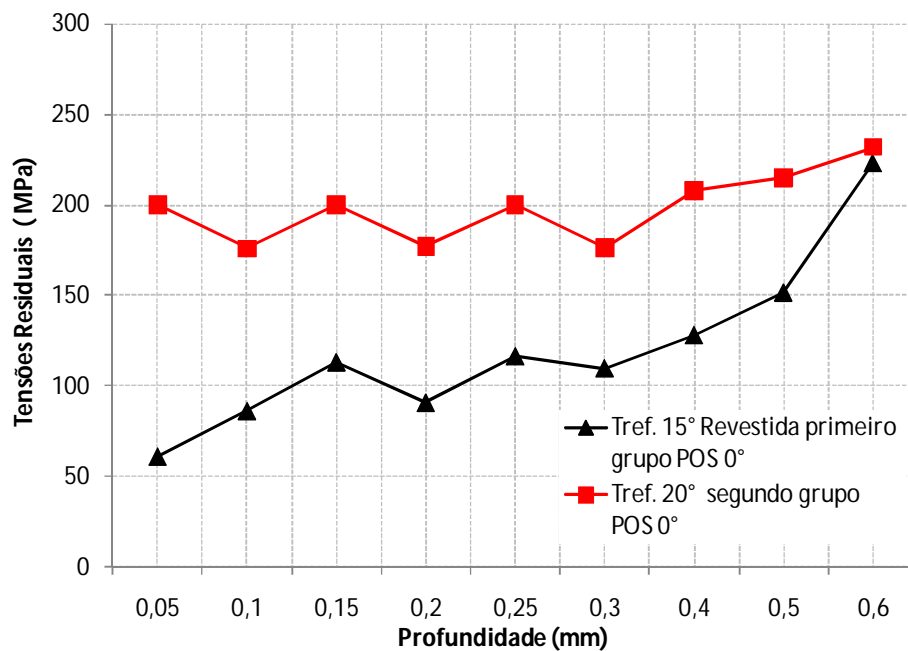


Figura 4.35 Tensões residuais das amostra 1b do primeiro grupo e 2b do segundo grupo, trefiladas com ângulo de 15° e 20° utilizando método hole-drilling

Em recente trabalho, Nunes analisou as tensões residuais pelo método de difração de raios-X com remoção de camadas no material trefilado SAE 1048 processado com ângulo de fieira de 20°. Os resultados podem ser evidenciados na figura 4.36, onde também nota-se o comportamento trativo na superfície da barra, com tensões de aproximadamente 200 MPa para profundidades de 0,5 mm, semelhante aos encontrados nas figuras 4.33 e 4.35 para profundidades de 0,6 mm, mostrando coerência nos resultados encontrados.

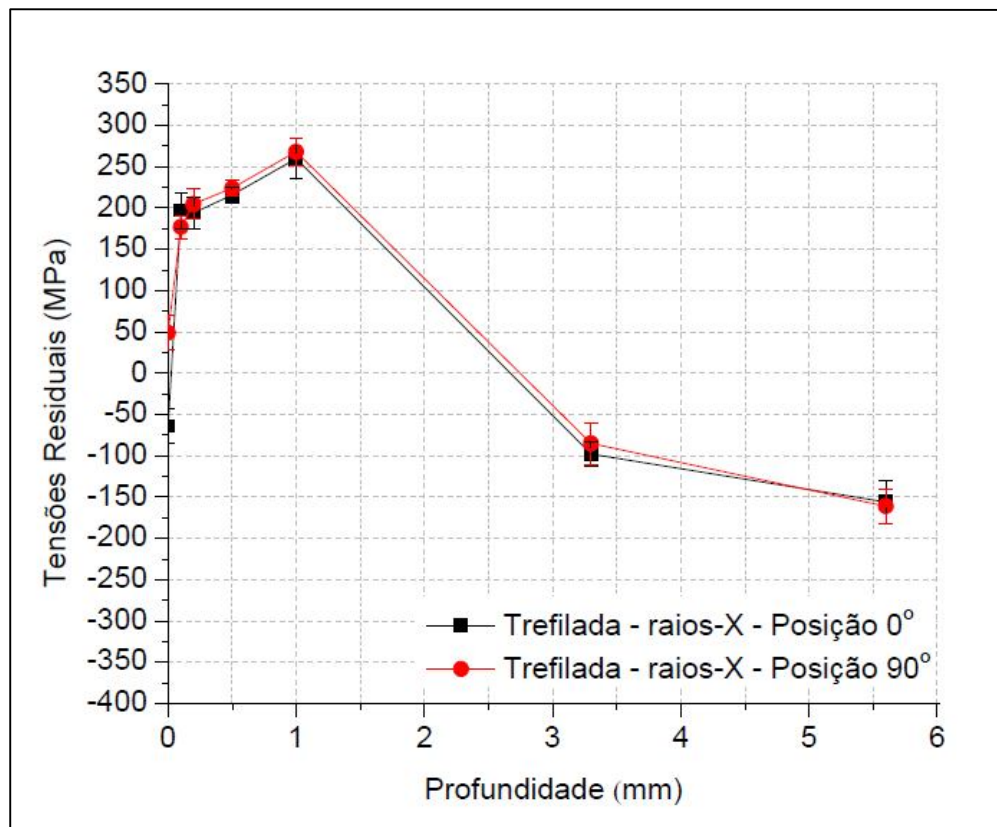


Figura 4.36 Perfil de tensões residuais longitudinais para barra trefilada com ângulo de feira de 20°, medição por difração de raios-X (NUNES 2008).

4.5.5 Etapa de endireitamento e polimento por rolos côncavo e convexo (PERC) utilizando método de difração por raios-X

Na figura 4.37 estão ilustradas as tensões residuais superficiais para as amostras polidas e endireitadas por rolos côncavo e convexo com ângulo de 16° (PERC 16°). As condições de processamento do material são apresentadas na tabela 4.6. Observa-se que há uma maior variação superficial de tensões residuais ao longo da posição periférica da amostra 2c e uma pequena variação para a amostra 1c para as duas condições de processamento. A causa destas variações pode ser explicada como sendo o efeito do empenamento da barra que é desfeito nesta etapa de processamento ocasionando as variações ao longo do perímetro. A explicação para a amostra 1c obter pequena variação (-225 MPa a -250 MPa) comparada a amostra 2c (-225 MPa a -300 MPa) é dada pela condição de processamento da etapa de trefilação com o núcleo da feira revestida, que proporcionou níveis de tensões residuais trativas consideravelmente menores (Figura 4.26)

Tabela 4.6: Parâmetros de processamento do material, Figura 4.37

Identificação das amostras	Condição de Processamento do material		
	Ângulo de fieira (°)	Ângulo de endireitamento final-PERC (°)	Condição do núcleo da fieira
Primeiro Grupo			
1c	15	16	COM REVESTIMENTO
Segundo Grupo			
2c	20	16	NORMAL

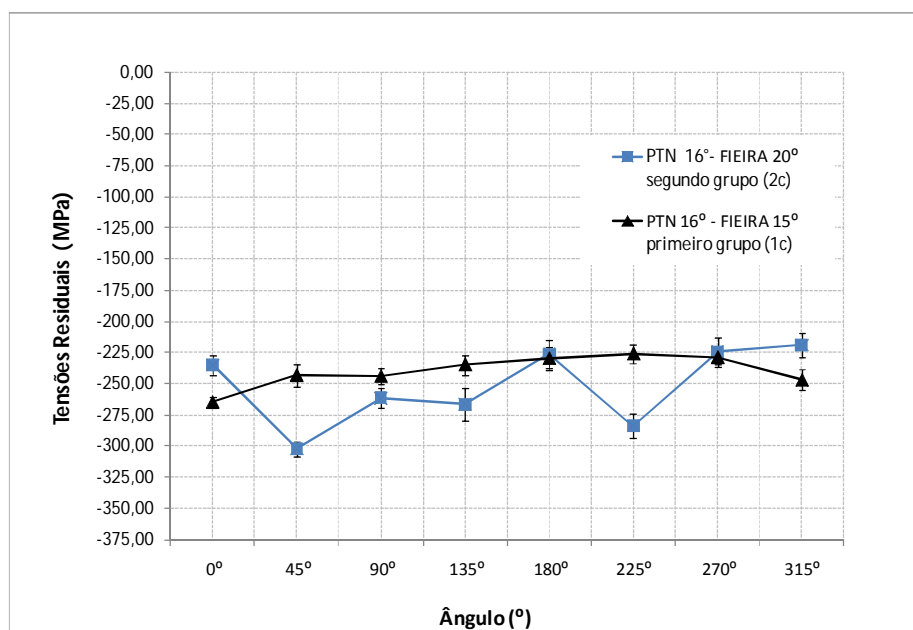


Figura 4.37 Comparação entre as tensões residuais das amostras 1c e 2c, para amostra polida e endireitada por rolos côncavo e convexo com ângulo de 16° utilizando método de difração por raios-X.

Na figura 4.38 estão ilustradas as tensões residuais superficiais para as amostras polidas e endireitadas por rolos côncavo e convexo com ângulo de 18° (PERC 18°). As condições de processamento do material são apresentadas na tabela 4.7. Observa-se que ocorre variação superficial das tensões residuais de maneira significativa ao longo da posição periférica das duas amostras (1d e 2d). As tensões variam de -200 MPa a -350 MPa ao longo da periferia da barra para as duas condições de processamento do material. Porém, novamente ocorreu uma diferença para a amostra 1d com condição de

processamento da etapa de trefilação com o núcleo da fieira revestida, com relação ao nível de tensões residuais, variando de -200 MPa a -275 MPa enquanto que para amostra 2d variou de -275 MPa a -350 MPa.

Tabela 4.7: Parâmetros de processamento do material, Figura 4.38

Identificação das amostras	Condição de Processamento do material		
	Ângulo de fieira (°)	Ângulo de endireitamento final-PERC (°)	Condição do núcleo da fieira
Primeiro Grupo			
1d	15	18	COM REVESTIMENTO
Segundo Grupo			
2d	20	18	NORMAL

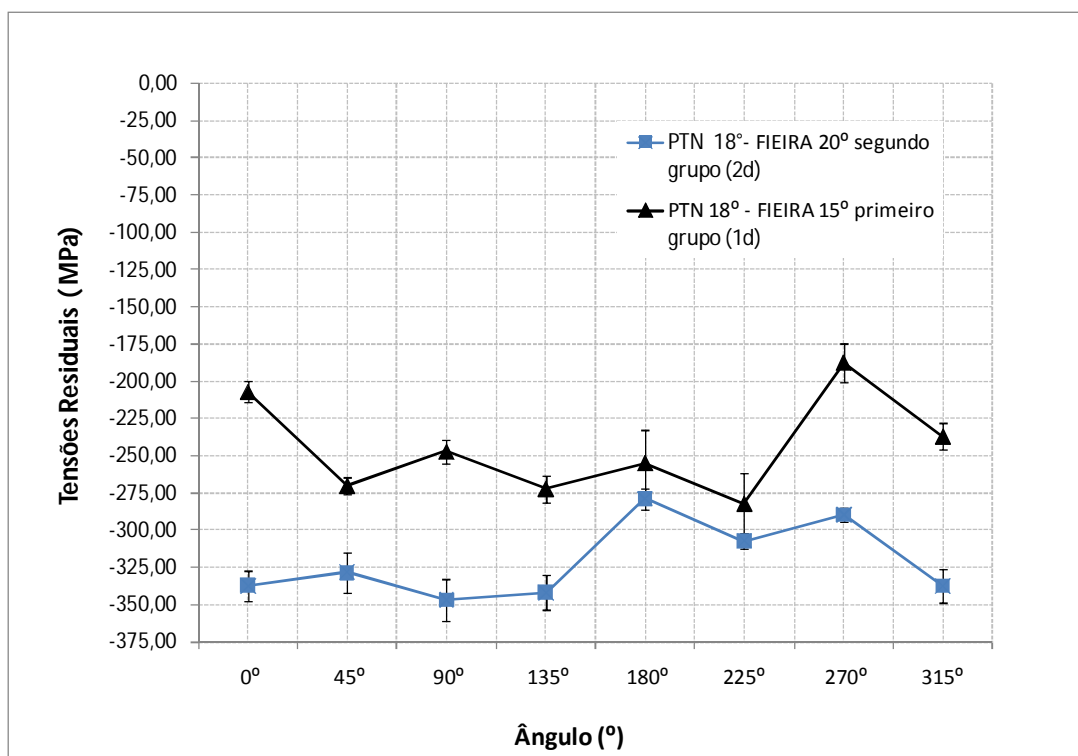


Figura 4.38 Comparação entre as tensões residuais das amostras 1d e 2d, para amostra polida e endireitadas por rolos côncavo e convexo com ângulo de 18° utilizando método de difração por raios-X.

Comparando os resultados obtidos, observa-se que com PERC 18° teve-se níveis de tensões residuais compressivas maiores que com 16°, variando-se de -225 MPa a -300 MPa as amostras 1c e 2c com PERC 16° e de -200 MPa a -350 MPa as amostras 1d e 2d

processadas com PERC 18°. Ângulos de fieira maiores mostraram resultados de tensões residuais mais compressivas na superfície. Com núcleo de fieira revestida as tensões residuais foram menos compressivas do que sem revestimento, explicado pelo fato de na etapa de trefilação as tensões residuais trativas já terem sido menores.

Nas figuras 4.39 e 4.40 fica comprovada a influência do ângulo da fieira e a condição do núcleo com revestimento nos níveis de tensões residuais após a etapa de endireitamento e polimento por rolos cruzados (PERC) conforme descrito no parágrafo anterior, sendo as condições de processamento do material apresentadas nas tabelas 4.8 e 4.9. Com ângulo de PERC de 18° as tensões residuais compressivas são maiores que com PERC 16° como visto anteriormente. Porém nos resultados de tensões das amostras 1d e 2c nota-se que não houve diferença no perfil e nos níveis de tensões das duas amostras, mesmo com a amostra 1d sendo processada com ângulo de PERC de 18°. O fator determinante foi a utilização de fieira revestida na etapa de trefilação. Na figura 4.40 as duas amostras foram processadas com fieiras revestidas e somente o ângulo de PERC diferente, apresentando maiores níveis de tensões compressivas a amostra em que foi utilizado ângulo de PERC de 18°.

Tabela 4.8: Parâmetros de processamento do material, Figura 4.39

Identificação das amostras	Condição de Processamento do material		
	Ângulo de fieira (°)	Ângulo de endireitamento final-PERC (°)	Condição do núcleo da fieira
Primeiro Grupo			
1d	15	18	COM REVESTIMENTO
Segundo Grupo			
2c	20	16	NORMAL

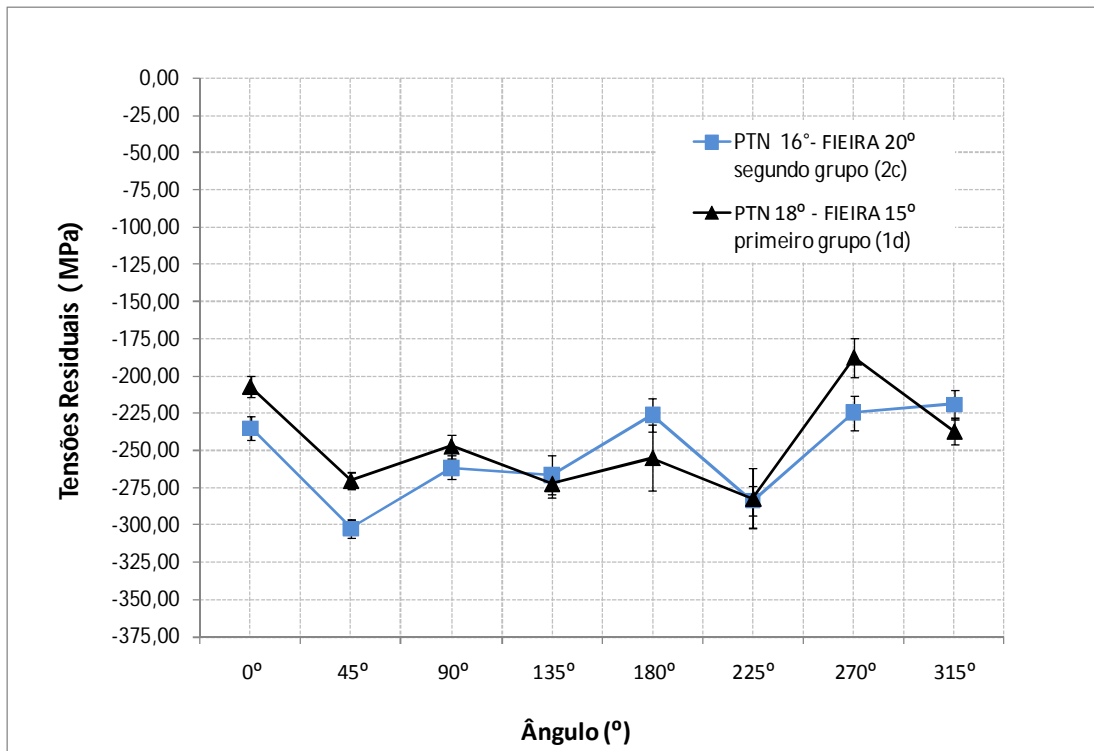


Figura 4.39 Comparação entre as tensões residuais das amostras 1d e 2c, para amostra polida e endireitada por rolos côncavo e convexo com ângulos de 16° e 18° utilizando método de difração por raios-X.

Tabela 4.9: Parâmetros de processamento do material, Figura 4.40

Identificação das amostras	Condição de Processamento do material		
	Ângulo de feira (°)	Ângulo de endireitamento final-PERC (°)	Condição do núcleo da feira
Primeiro Grupo			
1c	15	16	COM REVESTIMENTO
Segundo Grupo			
1d	15	18	COM REVESTIMENTO

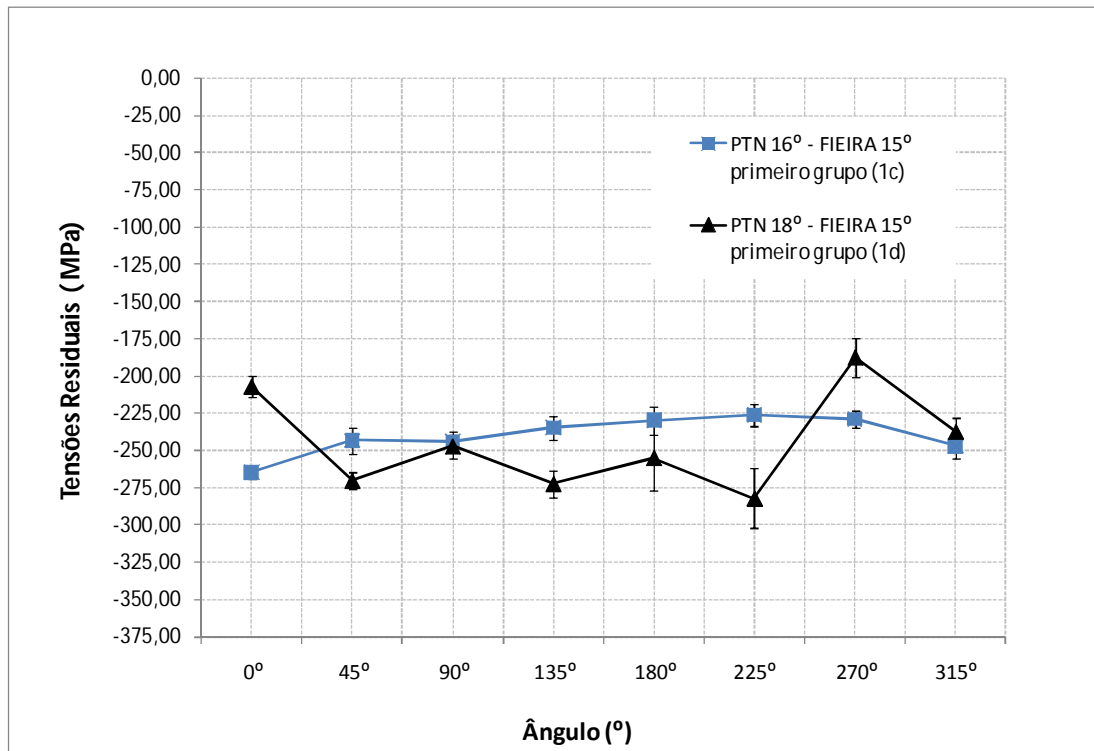


Figura 4.40 Comparação entre as tensões residuais das amostras 1c e 1d, para amostra polida e endireitada por rolos côncavo e convexo com ângulos de 16° e 18° utilizando método de difração por raios-X.

No processo de polimento e endireitamento por rolos côncavos e convexo já abordado anteriormente no capítulo 2.2.4 ocorre esforço por flexão no material. O nível de tensões residuais compressivas induzidos pelo endireitamento depende do ângulo δ ajustado no processo entre o rolo côncavo e convexo.

Uma pequena deformação superficial é gerada pelo rolo convexo, pois este rolo é que mantém uma maior superfície de contato, gerando o efeito de polimento que induz tensões compressivas na superfície do material. Existe também uma influência secundária do rolo que gera o endireitamento (rolo côncavo), pois a variação de tensões e momentos aplicados a barra para executar o endireitamento poderão ocasionar as diferenças encontradas no nível de tensões residuais ao longo da periferia das amostras.

4.5.6 Etapa de endireitamento e polimento por rolos côncavo e convexo (PERC) utilizando método hole-drilling

Na figura 4.41 estão ilustradas as tensões residuais próximas a superfície para as amostras polidas e endireitadas por rolo côncavo e convexo com ângulo de 16° (PERC 16°) e com ângulo de 18° (PERC 18°). As condições de processamento do material são apresentadas na tabela 4.10. Observa-se que para os dois ângulos as tensões são compressivas até a profundidade de 0,3 mm, passando para trativa no ângulo de 18° à partir de 0,4 mm de profundidade, com níveis baixos de tensões residuais (máximo de 50 MPa nas profundidades de 0,5 e 0,6 mm). Para o ângulo de 16° as tensões em todas as profundidades foram compressivas, porém decresceram em direção ao núcleo do material, com valor máximo de -100 MPa na profundidade de 0,6 mm. Nota-se com os resultados que ângulos menores induzem tensões mais compressivas próximas à superfície. Para ângulos maiores, as tensões são mais trativas em relação aos ângulos menores.

Tabela 4.10: Parâmetros de processamento do material, Figura 4.41

Identificação das amostras	Condição de Processamento do material		
	Ângulo de fieira (°)	Ângulo de endireitamento final- PERC (°)	Condição do núcleo da fieira
Primeiro Grupo			
1c	15	16	COM REVESTIMENTO
1d	15	18	COM REVESTIMENTO

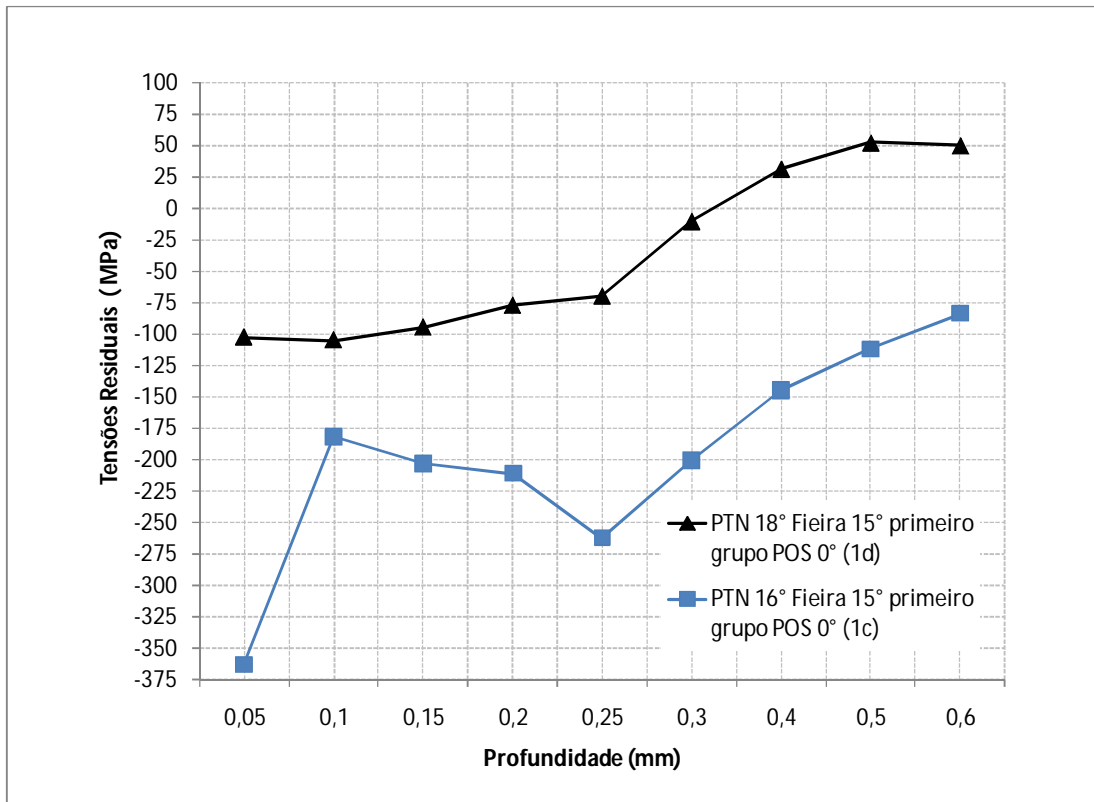


Figura 4.41 Comparação entre as tensões residuais das amostras 1c e 1d, para amostra polida e endireitada por rolos côncavo e convexo com ângulos de 16° e 18° utilizando método hole-drilling.

Na figura 4.42 estão ilustradas as tensões residuais próximas a superfície para as amostras polidas e endireitadas por rolo côncavo e convexo com ângulo de 16° (PERC 16°), e de 18° (PERC 18°) processados com fieira de 15° revestida comparadas com a amostra polida e endireitada por rolo côncavo e convexo com ângulo de 16° (PERC 16°) processada com ângulo de fieira de 20°. As condições de processamento do material são apresentadas na tabela 4.11.

Observa-se que na amostra 2c as tensões residuais próximas a superfície foram predominantemente tratativas, com níveis ainda mais elevados que a amostra 1d onde foi utilizado PERC 18° porém com ângulo de fieira de 15° com núcleo revestido.

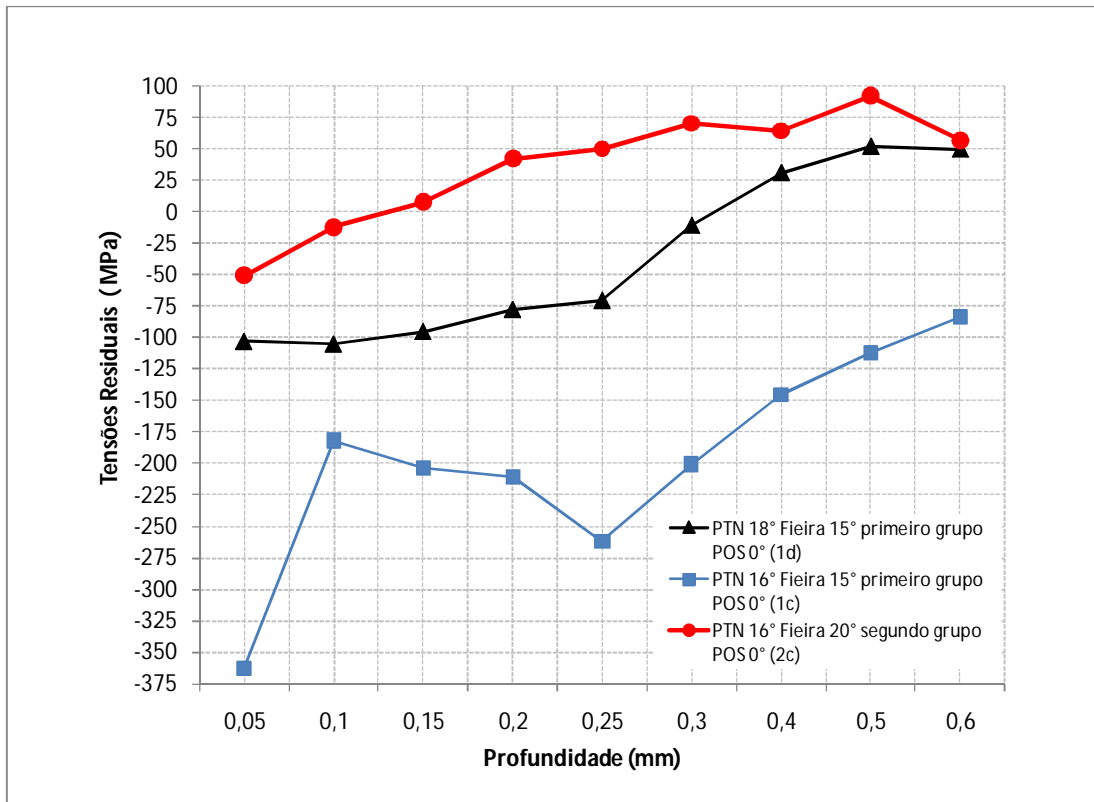


Figura 4.42 Comparação entre as tensões residuais das amostras 1c, 1d e 2c, para amostra polida e endireitada por rolos côncavo e convexo com ângulos de 16° e 18° com ângulo de feira de 15° e 20° utilizando método hole-drilling.

No capítulo 4.5.5 anterior, os resultados evidenciaram que com ângulos de feira maiores os resultados de tensões residuais são mais compressivos na superfície após o processo de endireitamento e polimento por rolos. Com núcleo de feira revestida as tensões residuais foram menos compressivas do que sem revestimento, pelo fato de na etapa de trefilação as tensões residuais trativas já terem sido menores. Neste capítulo, onde foram avaliados os resultados próximos a superfície (de 0,05 a 0,6 mm), percebe-se que em direção ao núcleo do material, as tensões residuais tendem a ser trativas para ângulos de feira e de PERC maiores.

4.6 Discussões Gerais

Na figura 4.43 está uma visão geral dos efeitos do processo nas tensões residuais a cada etapa da trefilação combinada. São apresentados os valores médios das tensões medidas na superfície da barra em todas as posições (0° , 45° , 135° , 180° , 225° , 270° , 315°), separados em cada etapa do processo para os dois grupos de amostras (de corridas de produção diferentes). Como um comportamento geral pode-se ver que as tensões superficiais são baixas no início do processo, tornam-se compressivas com a etapa de jateamento e depois ocorre uma inversão forte após a trefilação, onde as tensões de tração mostram-se altas na superfície. Após a última etapa de polimento e endireitamento as tensões tornam-se novamente compressivas na superfície.

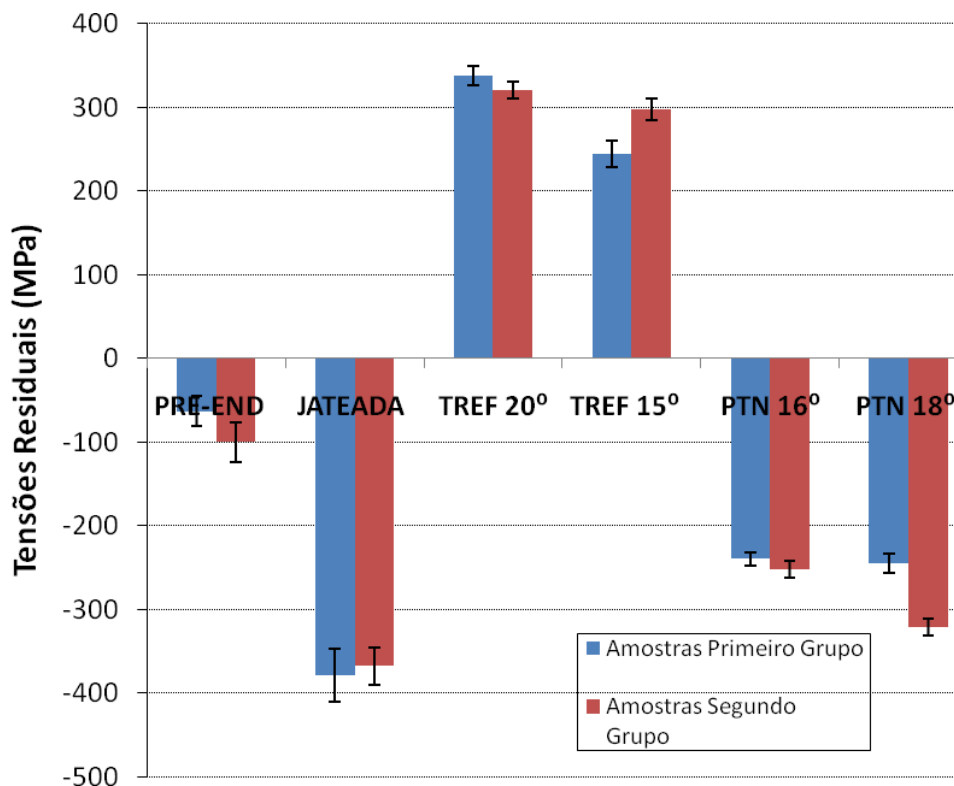


Figura 4.43 Comparação entre as tensões residuais a cada etapa de processo para os dois grupos de amostras

As tensões trativas geradas após a trefilação são indesejáveis, pois aumentam a possibilidade de ocorrerem defeitos superficiais e modificam as propriedades mecânicas e dimensionais. Quanto maior os níveis de tensões residuais após a trefilação maiores as possibilidades de ocorrer empenamento do material em processos de fabricação posteriores a trefilação, como tratamentos térmicos ou processos de usinagem.

Com os resultados obtidos nos ensaios verificou-se que utilizando ângulo de 20° ocorrem tensões trativas superficiais e próximas a superfície maiores que as tensões geradas com ângulo de fiação de 15°. Com a fiação de núcleo revestido obteve-se níveis de tensões consideravelmente menores quando comparadas a amostra processada sem revestimento no núcleo. As tensões trativas indicaram uma tendência de aumento em direção ao núcleo para os dois ângulos.

Os resultados de micro-dureza mostraram que a fiação com ângulo de 15° apresentou um perfil mais uniforme comparado ao ângulo de 20°. O nível de dureza atingida na faixa de profundidade entre 4 e 8,5 mm foi maior utilizando fiação com ângulo de 15°. A dureza encontrada na profundidade de 0,5 mm (logo abaixo da superfície) foi igual para os dois ângulos de fiação.

Nas condições de processamento analisadas, obtiveram-se diferentes resultados de tensões residuais no produto final. Utilizando ângulo de fiação de 20°, os resultados de tensões residuais foram mais compressivos na superfície, para todos os ângulos de PERC testados (16° e 18°). Com núcleo de fiação revestida as tensões residuais foram menos compressivas do que sem revestimento, também para todos os ângulos de PERC testados (16° e 18°). Comparando os resultados obtidos com os dois ângulos de PERC testados, observou-se que com PERC 18° os níveis de tensões residuais compressivas foram maiores que com 16°. Na região próxima a superfície (logo abaixo) os resultados foram diferentes, com ângulo de PERC de 16° apresentando tensões mais compressivas, enquanto que com ângulo de PERC de 18° as tensões foram mais trativas logo abaixo da superfície. Conforme relatado por Asakawa et. al. e Nakagiri et. al., este perfil realmente pode passar a ser trativo em algum ponto próximo ao centro dependendo do percentual da seção que excedeu o limite elástico, pois para ângulos de PERC maiores a penetração das deformações plásticas é menor.

A análise das inclusões foi realizada de acordo com a metodologia A (“pior campo” ou “worst field”) da norma ASTM E-45, sendo as inclusões encontradas classificadas como do tipo A (alinhamento de sulfetos) e do tipo D (óxidos globulares). As inclusões do tipo A apresentaram largura entre 2 e 4 µm e comprimento total de 89,8 µm, as do tipo D

apresentaram largura entre 2 e 13 μm e comprimento total de 1 a 4 mm. Para as inclusões do tipo A, os valores encontrados de largura classificaram-as como de série fina e o comprimento total caracterizado como de nível de severidade 3, considerado um nível intermediário ou médio de inclusões presentes em um campo de observação com uma área quadrada de 160 mm^2 com aumento de 100x, paralela ao eixo longitudinal da amostra. As inclusões do tipo D, caracterizaram-se como de série Grossa em relação à largura e com nível de severidade de 0,5 e 1, considerado um nível bastante baixo. A observação, como dito anteriormente, foi realizada em uma área quadrada de 160 mm^2 com aumento de 100x, paralela ao eixo longitudinal da amostra, sendo analisadas apenas amostras do segundo grupo.

Na análise das imagens das inclusões presentes no material pode-se verificar que não apresentaram mudanças significativas de forma a elevar ou modificar os níveis de tensões residuais, considerando todas as etapas do processo de fabricação na trefila combinada. Ou seja, o alinhamento microestrutural ocorrido no sentido de processamento do material não alterou de forma significativa o alinhamento das inclusões durante as etapas do processo. De acordo com Sun et. al. (SUN 2001), ocorre realmente esse alinhamento da estrutura do material no sentido de processo, sendo comprovado neste trabalho pelo alongamento dos grãos na direção longitudinal, na direção de processamento após a trefilação. Esse comportamento verificado resulta conseqüentemente em menores tensões internas durante o processo de trefilação, endireitamento e polimento por rolos (PERC) devido à presença das inclusões. Além desta condição, também deve ser considerado o número de inclusões presentes, que afeta a distorção do retículo cristalino, possibilitando maiores tensões internas. As inclusões do tipo A, neste quesito, apresentaram um nível de severidade médio, como visto no parágrafo anterior, representando uma quantidade média de inclusões presentes no campo de observação. As inclusões do tipo D apresentaram um nível de severidade baixo, como visto no parágrafo anterior, representando uma quantidade mínima de inclusões presentes no campo de observação.

5.0 CONCLUSÕES

De maneira geral, os resultados obtidos mostraram uma mudança freqüente no estado de tensões residuais em cada etapa avaliada, apontando aspectos importantes para a redução das tensões trativas após a trefilação, principalmente a utilização de menores ângulos de fieira propiciando menores pressões dos rolos de endireitamento e polimento (PERC).

Em resumo, alguns aspectos devem ser ressaltados a partir dos resultados encontrados:

- Os resultados de microdureza obtidos mostraram que pontos mais distantes da superfície e na direção do núcleo, propiciaram em ângulos menores de fieira maiores deformações. Para ângulos menores de fieira o perfil é mais uniforme, em coerência com os resultados encontrados para os valores de tensões residuais;
- Em todos os ensaios realizados, os resultados mais favoráveis para níveis de tensões residuais, foram a combinação de ângulo de fieira de 15° em conjunto com ângulo de endireitamento e polimento por rolos cruzados (PERC) de 18°;
- Além do ângulo, a geometria das zonas da ferramenta de trefilação influencia os níveis de tensões residuais após a trefilação, devido às condições de arraste do lubrificante e conseqüentemente as tensões tangenciais relacionadas ao atrito na zona de contato entre material e fieira;
- O núcleo da fieira com revestimento em todos os ensaios realizados apresentou menores níveis de tensões residuais, mostrando ser uma condição importante para a otimização do processo principalmente para a redução das tensões trativas após a trefilação;

6.0 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Á partir dos resultados encontrados nesse trabalho, pode-se citar as seguintes sugestões para trabalhos posteriores:

- Analisar a influência de segregações presentes no aço SAE 1045 e sua influência nas tensões residuais finais do produto;
- Verificar a correlação de demais parâmetros dimensionais da fieira com as tensões residuais finais do produto;
- Realizar a correlação entre as modificações sugeridas e a ocorrência de defeitos superficiais.

7.0 REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALTAN, T., GEGEL, H.L., **Conformação de metais: fundamentos e aplicações.** Livro.1999.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS , **ASTM E- 837- 01: Standard Test Method for determining residual stress by hole drilling strain gage method,** 2002.

AKIKAZU et. al., **Behavior of residual stress and drawing stress in conical-type die and circle-type die drawing by FEM simulation and experiment,** Wire Journal International, pag.72, 2004.

ASAKAWA et. al., **Producing bar and wire with ultra-smoothing and lower residual stress by new drawing,** Wire Journal International, 2004.

ASAKAWA,M., SASAKI,W., SHISHIDO,S., **Effect of die approach geometry and bearing length on residual stress after bar drawing,** Wire Journal International 35, pag.68-72, 2002.

ATIENZA, JM, ELICES, M., **Influence of residual stresses in the stress relaxation of cold drawn wires .** Materials and Structures Vol. 37, pag. 301-304, Junho 2004.

ATKINSON, H.V., SHI, G., **Characterization of inclusions in clean steels: a review including the statistics of extremes methods,** Progress in Materials Science 48, pag. 457-520, 2003.

BACON, G. E., **Neutron Diffraction Handbook,** Segunda Edição, Oxford, 1962.

BANDSTRA, J.P.et. al., **Modeling void coalescence during ductile fracture of a steel.** Material Science Engineer A 366A, pag. 269–281, 2004.

BHADESHIA, H.K.D.H., **Material Factors in Scientific Research Articles,** Universidade de Cambridge, 2002.

BRESCIANI, et. al.; **Conformação Plástica dos Metais.** Livro. Editora da Unicamp. Edição.05, 1997.

BROEK, D., **The role of inclusions in ductile fracture and fracture toughness in Scientific Research Articles.** Eng. Fract. Mech. 5, pag. 55–56, 1973.

BUTTON, ST., **Numerical simulation of hydrodynamic lubrication in cold extrusion.** XXII CILAMCE, Anais do Congresso, CD-ROM, 2001.

CETLIN, P. R., HELMAN, HORACIO. **Fundamentos da conformação mecânica dos metais.**Livro. Artliber, 2005

- COLANGELO, V.J. HEISER, F.A., **Analysis of Metallurgical Failures Handbook**, John Wiley & Sons Inc., Singapore, pag.240–322, 1989.
- CHENG, W, FINNIE,I., **Residual Stress Measurement and the Slitting Method in Scientific Research Articles**, Springer Science Business Media, LLC, pag.153-164, 2007.
- CHENG, W, FINNIE,I., **Residual Stress Measurement and the Slitting Method in Scientific Research Articles**, Springer Science Business Media, LLC, LLC, pag. 9-18, 2007
- CHEVALIER, L., **Prediction of defects in metal-forming, application to wire drawing**, Journal of Materials Proc. Tech, vol. 32, pag. 145-153, 1992.
- CHIN, R.K., STEIF, P.S., **A computacional study of strain inhomogeneity in wire drawing**, Journal of Machine Tools & Manufacture, vol. 35, pag. 1087-1098, 1995.
- CULLITY, B. D., **Elements of X-ray diffraction Handbook**, Addison, Wesley Publishing Company, 1978.
- DIETER, G.E., **Metalúrgia mecânica**. Livro. Editora Guanabara Dois, 1981.
- DIETER, G. E., **Mechanical Metallurgy Handbook**, International Student Edition, McGraw-Hill, 1961.
- ELICES, M., **Influence of residual stresses in the performance of cold-drawn pearlitic wires**, Journal of Materials Science 39, pag.3889-3899, 2004.
- EZEILO, A., **Analysis of Residual Stress by Diffraction using Neutron and Synchrotron Radiation Handbook**, Taylor & Francis, pag.251-262, 2003.
- FARRAH, G.H., LEBRUN, J.L., COURATIN, D., **Effect of shot peening on residual stress and fatigue Ufe of a spring steel Handbook**, Fatigue Fracture Engineering Materials Structures, vol. 18, pag.211-220,1995.
- FITZPATRICK, M.E; FRY, A.T., **Determination of residual stresses by X ray diffraction Handbook**, issue 2, Measurement good practice guide Number 52, UK, 2005.
- GERDAU. **Processo de Produção do Aço**. < <http://www.gerdau.com.br>>, acesso em Nov. 2008
- GRANT, P.V., LORD, J.D.,WHITEHEAD, P.S., **The Measurement of Residual Stresses by the Incremental Hole Drilling Technique Handbook**, Measurement Good Practice Guide No. 53, National Physical Laboratory, 2 Stresscraft Ltd, pag.18-20, 2002.
- HAUK, V., HÖLLER, P., MACHERAUCH, E., **Measuring Techniques of Residual Stresses–Present Situation and Future Aims Handbook**, ICRS5, pag. 231–242, 1987.
- HE, S. et. al., **Residual Stress Determination in Cold Drawn Steel Wire by FEM Simulation and X-Ray Diffraction in Scientific Research Articles**, Material Science and Engineering A436, pag.101-107, 2002.

- HU, C., **Recent developments achieved in china about the centre hole relaxation technique for residual stress measurement**, strain, number 3, vol.22, pag.126-129, 1986.
- LAMBRIGHS et. al., **Influence of non-metallic inclusions on the fatigue properties of heavily cold drawn steel wires in Scientific Research Articles**, Department of Metallurgy and Materials Engineering, K.U. Leuven, pag.177-180,2010.
- LANGE, K., **Handbook of Metal Foming**, Kurt Lange (Editor) McGraw-Hill Book Co., 1985.
- LANKFORD J., **Effect of oxide inclusions on fatigue failure in Scientific Research Articles**, Int Metals Rev, pag. 221-228, 1977.
- LÖHE, D., VÖHRINGER, O., **Stability of Residual Stresses**, Handbook of Residual Stress and Deformation, ASM, p. 54–69, 2002.
- LUND, T., AKESSON, J., **Effect of Steel Manufacturing Processes on the Quality of Bearing Steels, ASTM STP987**, Philadelphia, USA, American Society for Testing and Materials, 1988.
- LU, J., **Handbook of Measurement of Residual Stresses**, Vol.1, Ed. SEM, 1996.
- MACHERAUCH, E., **Introduction to residual Stress Handbook**, Advanced in Surface Treatments, vol.4, International Guide Book on Residual Stress, pag.38, 1986.
- MANG,T, DRESEL, W., **Lubricants and Lubrification**, Wiley-VCH GmbH, Weinheim, 2007.
- MARTINEZ, G.A.S.,**Comportamento da Lubrificação no Tribo-sistema de Trefilação a altas Velocidades**, Tese de Doutorado, UNICAMP, 1998.
- MAXWELL, T. J., **Die designs for larger diameter wire in Scientific Research Articles**, 2005.
- MCPHERSON, N.A., MCEAN, A., **Non metallic inclusions in continuously casting steel**, Continuous casting, vol. 7, The iron and steel society, Warrendale, Pennsylvania, USA, 1995.
- MONNOT, J., HERITIER, B., COGNE, J.Y., **Effect of steel manufacturing process on the quality of bearing steels. ASTM STP987**, Philadelphia, USA, American Society for Testing and Materials; 1988.
- MUTRUX et. al., **Numerical Modelling of Cross Roll Straightening in Scientific Research Articles**, Institute of Virtual Manufacturing, 2008.
- NAKAGIRI, A., YAMANO, T., KONAKA, M., **Behavior of residual stress and drawing stress in conical-type die and circle-type die drawing by FEM simulation and experiment**, Wire Journal International, 2001.

- NORASETHASOPON, S., YOSHIDA, K., **Influences of inclusion shape and size in drawing of copper shaped-wire**, Journal of Materials Processing Technology 172, pag.400–406, 2006.
- NORTON, John T., **X Ray Determination of residual Stress in Scientific Research Articles**, 1973.
- PACYNA, J., **Steel in Scientific Research Articles** , pag.57-58,92, 1986.
- PAECH, M., **Roller straightening process and peripherals in Scientific Research Articles**, Trends, 2001.
- PAECH, M., **Factors relating to the wire straightening process and peripherals**, Wire Journal International 35 n°12, pag.64-68, 2002.
- PILARCZYK et. al., **Influence of non-metallic inclusions on drawability of high carbon steel wire Rod in Scientific Research Articles**, 2002.
- PREVEY, P.S., **X-ray diffraction residual stress techniques**, Metals Handbook, American Society for Metals, vol. 10, pag.380-392, 1986.
- RIVOLTA et. al., **Drawn bars: influence of straightening conditions**, Wire Journal International, pag.37, 2004.
- RODACOSKI, M. Roberto, **Medição de tensões residuais com holografia Eletrônica**, Tese de Doutorado, 2002.
- ROWE, G.W., **Principles of Industrial Metalworking Processes Handbook**, Edward Arnold Ltd., London, 1977.
- RUUD, C., **Measurement of Residual Stresses**, Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel, ASM International, pag. 99–117, 2002.
- SABIHA, A., NEMESB, J.A., **Internal ductile failure mechanisms in steel cold heading process**, Journal of Materials Processing Technology 209, pag.4292–4311, 2008.
- SABIHA, A., EL WAZRI, A.M., NEMES, J.A., YUE, S., **A workability criterion for the transformed adiabatic shear band phenomena during cold heading of 1038 steel**. JFAP 6, pag.97–105, 2006.
- SAITO, K., SHIMAHASHI, Y., **Metal Forming Plasticity Symposium**, H.Lippman Springer Verlag, 1979.
- SHEMENSKI, R.M.,**Wire Drawing by Computer Simulation**, Wire Journal International, pag.166-183, 1999.
- SIEBEL, E., **Metal Forming in Plastic Condition**, Verlag Stahleisen,1932.
- SILVA, Paulo Sérgio, **Comportamento mecânico de materiais metálicos**, apostila UFPR, 1999.

SPIES, H.J., **Handbook Neue Hütte**, 1966.

SUN, S., GONG, B., WANG, Z., **Modification of the Strengthening Model for Cold Drawing of Carbon Steel Wires**, Innovative Technologies for Steel and Other Materials, pag.333-342, 2001.

WANG Z., GONG B., **Residual Stress in the Forming of Materials**, Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel, G.E. Totten, ASM International, 2002.

WITHERS, P.J., BHADESHIA, H.K.D.H., **Residual stress Part 1 – Measurement techniques in Scientific Research Articles**, 2000.

WOJCIK, W.M., WALTER, H.F., **Characterization of inclusions in clean steels**, Journal of Metals, 1966.

WU, B.J., CHAN, L.C., LEE, T.C., **A study on the precision modeling of the bars produced in two cross-roll straightening**, Journal of Materials Processing Technology 99, pag.202-206, 2000.

VORA, H., POLONIS, D.H., **Influence of microstructural features on the dynamic fracture behavior of some iron-base materials**, Material Science Engineer 22, pag. 51–60, 1976.

ZHANG, L., THOMAS, B., **Evaluation and control of steel cleanliness review**, Proceedings of the 85th Steelmaking Conference, ISS AIME, Warrendale, PA, pag.431–452, 2002.

KATAGIRI, K. et. al., **Effects of Post-drawing Treatments on the Fatigue Strength of Eutectoid Steel Wires in Scientific Research Articles**, Fatigue Fracture Engineering, Material Structures, pag.753-760, 1999.

KESAVAN, K, et. al., **Non Destructive Evaluation of Residual Stresses in Welded Plates Using the Barkhausen Noise Technique**, Experimental Techniques, pag.17-21, 2005.

KO, D.C. et. al., **The evaluation of residual stress on the drawn wire using nano-indentation test**, Journal of Materials Processing Technology 191, pag.64-67, 2007.

KIESSLING, R., LANGE, N., **Non metallic inclusions in steel (Part II: Inclusions Belonging to the systems MgO-SiO₂- Al₂O₃, CaO-SiO₂-Al₂O₃ and related oxide systems, sulphide inclusions in Scientific Research Articles**, The Iron and steel Institute, London, UK, 1966.

KIESSLING, R., **Handbook Non-metallic inclusions in steels**, 2nd edition, London, Metal Society, 1978.

KIESSLING, R., Proc. 2nd Int. Conf., **Clean steels**, Balatonfured, Hungary, June 1981, edited and published by the Institute of Metals, London, pag.1–9, 1983.