

**UNIVERSIDADE DE CAXIAS DO SUL**  
**ÁREA DO CONHECIMENTO DE CIÊNCIAS EXATAS E ENGENHARIA**  
**PROGRAMA DE PÓS GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**  
**MESTRADO PROFISSIONAL**

**BRUNA SILVEIRA DEMEDA**

**AVALIAÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS EM CHAPAS DO AÇO MICROLIGADO**  
**LNE380 DESTINADAS AO PROCESSO DE CORTE A LASER**

**CAXIAS DO SUL**

**2022**

**BRUNA SILVEIRA DEMEDA**

**AVALIAÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS EM CHAPAS DO AÇO MICROLIGADO  
LNE380 DESTINADAS AO PROCESSO DE CORTE A LASER**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica pela Universidade de Caxias do Sul como requisito à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica, na área de concentração de processos de fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Alexandre Fassini Michels.

Coorientador: Prof. Dr. Leandro Luis Corso.

**CAXIAS DO SUL**

**2022**

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)  
Universidade de Caxias do Sul  
Sistema de Bibliotecas UCS - Processamento Técnico

D376a Demeda, Bruna Silveira

Avaliação das tensões residuais em chapas do aço microligado LNE380 destinadas ao processo de corte a laser [recurso eletrônico] / Bruna Silveira Demeda. – 2022.

Dados eletrônicos.

Dissertação (Mestrado) - Universidade de Caxias do Sul, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2022.

Orientação: Alexandre Fassini Michels.

Coorientação: Leandro Luís Corso.

Modo de acesso: World Wide Web

Disponível em: <https://repositorio.ucs.br>

1. Resistência de materiais. 2. Tensões residuais. 3. Laser - Indústria. 4. Chapas de aço. 5. Anisotropia. I. Michels, Alexandre Fassini, orient. II. Corso, Leandro Luís, coorient. III. Título.

CDU 2. ed.: 620.193

Catalogação na fonte elaborada pela(o) bibliotecária(o)  
Ana Guimarães Pereira - CRB 10/1460

**BRUNA SILVEIRA DEMEDA**

**AVALIAÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS EM CHAPAS DO AÇO MICROLIGADO  
LNE380 DESTINADAS AO PROCESSO DE CORTE A LASER**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica pela Universidade de Caxias do Sul como requisito à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica, na área de concentração de processos de fabricação.

**Caxias do Sul, 09 de novembro de 2022.**

**Banca Examinadora**

Prof. Dr. Alexandre Fassini Michels (Orientador)  
Universidade de Caxias do Sul – UCS

Prof. Dr. Alexandre Vieceli  
Universidade de Caxias do Sul – UCS

Prof. Dr. Rodrigo Panosso Zeilmann  
Universidade de Caxias do Sul – UCS

Prof. Dr. Alexandre Luís Gasparin  
Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Rio Grande do Sul - IFRS

## RESUMO

Em um cenário de interações mercadológicas dinâmicas, a vantagem competitiva nos setores de transformação sobrevém da constante busca pela diferenciação em produto e processo. Na indústria automotiva, onde as restrições à matriz energética impõem o desafio de contrabalancear custo e desempenho em serviço, a necessidade de processos mais confiáveis e produtivos traz à tona novos obstáculos às relações de consumo no mercado do aço. Se neste meio o poder de barganha exerce controle sobre a precificação dos insumos, é fato consumado que a demanda por aços de menor custo reflete em produtos e processos de menor qualidade percebida. Partindo do pressuposto que a redução dos desperdícios fabris passa pela manutenção da qualidade dos insumos alocados ao processo, e que, no ramo siderúrgico, custo, desempenho e qualidade superficial ainda são *trade-offs*, o presente trabalho direciona esforços na proposição de um método experimental que esteja apto a detectar ameaças de distorção de forma em chapas do aço microligado LNE380, destinadas ao processo de corte a *laser*. Partindo de uma pesquisa exploratória de cunho experimental, a dissertação utiliza-se de dois *blanks* de 9,50 mm de espessura (*blanks* A e B) para testar a acurácia dos métodos de seccionamento e indentação na avaliação das tensões residuais que redundam do processo de laminação controlada. Como resultado da aplicação dos modelos experimentais propostos, verifica-se que as amostras analisadas apresentam tensões compressivas longitudinais da ordem de 12,69 a 63,39 MPa (*blank* B) e de 43,73 a 73,27 MPa (*blank* A), no caso do processo de seccionamento, e de 142,29 a 155,83 MPa (*blank* A) e de 122,80 a 147,04 MPa (*blank* B), no caso do processo de indentação. Tais números, quando comparados à performance real de corte dos materiais, permitem-nos inferir que o método de seccionamento permanece sendo a alternativa mais adequada à avaliação das distorções de forma em chapas destinadas ao processo de corte a *laser*. Aliado à definição do modelo, os resultados da dissertação também permitem concluir que há uma expressiva heterogeneidade do perfil de tensões ao longo da largura dos *blanks* analisados (coeficiente de variação médio de 42,02% para o *blank* B e de 52,23% para o *blank* A) e que, devido à condição anisotrópica, há uma maior probabilidade de A apresentar distorções de forma durante o processamento de componentes em planos paralelos à direção de laminação.

**Palavras-chave:** tensões residuais; corte a *laser*; seccionamento; indentação; anisotropia.

## ABSTRACT

In a dynamic work environment, the competitive advantage in the manufacturing industries comes from the constant searching for product and processes innovation. In the automotive industry, where the companies are challenge to balance mechanical performance and the cost of their products, the need for more productive and reliable processes implies in facing new obstacles regarding the consumption relations in the steel market. If the bargaining power controls the cost of the raw materials, it is a fact that the demand for cheaper steels will reflect in low quality products and processes. Taking into consideration that the reduction of production wastes depends on the quality of the raw materials, and that cost, mechanical performance and superficial quality can still be considered trade-offs, the following dissertation proposes the application of an experimental method. This method is an attempt to detect warping defects in LNE380 microalloyed steel sheets, which are used in laser cutting processes. Through an exploratory experimental search, the study makes use of two 9,50 mm thick sheets (A and B) in order to test the precision of the sectioning and indentation methods regarding to the evaluation of the thermomechanical hot rolling residual stresses. As a result of the application of the proposed methodology, it is possible to observe that the studied samples presented longitudinal compressive stresses in both of the experimental methods. While the sectioning practice showed stresses range from 12,69 to 63,39 MPa in B and from 43,73 to 73,27 MPa in A, the indentation method revealed the same stresses can vary from 142,29 to 155,83 MPa in A and from 122,80 to 147,04 MPa in B. Comparing these results to the real performance of the microalloyed steel in the laser cutting process, it is possible to conclude that the sectioning method is the most appropriate alternative to detect warping defects in the LNE380 steel sheets. In addition, the data also show that there is a large stress heterogeneity across the steel thickness (medium relative standard deviation of 42,02% for B and 52,23% for A) and a bigger probability of A reveal warping defects during the longitudinal laser cutting processes, due to its anisotropic condition.

**Keywords:** residual stresses; laser cutting; sectioning; indentation; anisotropy.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Efeito do corte sobre materiais que apresentam tensões residuais.....	16
Figura 2 – Estágios da laminação controlada e as respectivas alterações de microestrutura ...	20
Figura 3 – Tensões residuais de primeira, segunda e terceira ordens.....	22
Figura 4 – Analogia à formação de tensões residuais (a) mecânicas e (b) térmicas .....	23
Figura 5 – Transformações de fase por mecanismos (a) reconstrutivos e (b) displacivos .....	24
Figura 6 – Defeitos de planicidade associados às formas laminadas .....	26
Figura 7 – Distorções de forma (a) durante e (b) após o corte a <i>laser</i> .....	28
Figura 8 - Comparativo entre técnicas de medição de tensões residuais.....	30
Figura 9 – Seção transversal (a) pré e (b) pós-execução da técnica de furo-cego.....	31
Figura 10 – Layout de uma roseta em disposição 0° - 135° - 270° .....	32
Figura 11 – Técnicas de medição de tensão residual por (a) deflexão e (b) seccionamento....	34
Figura 12 – Curva L-g para materiais com tensões (a) trativas e (b) compressivas.....	36
Figura 13 – Lei de Bragg para amostras (a) não tensionadas e (b) tensionadas.....	37
Figura 14 – Efeito da orientação cristalográfica sobre a distância interplanar.....	38
Figura 15 – Direção de corte das amostras para ensaio de anisotropia .....	39
Figura 16 – Fluxograma da proposta de trabalho .....	44
Figura 17 – Componente de teste para avaliação prévia da condição de empeno do <i>blank</i> ....	47
Figura 18 – Identificação e disposição das amostras no <i>blank A</i> .....	48
Figura 19 – Identificação e disposição das amostras no <i>blank B</i> .....	49
Figura 20 – Processo de seccionamento das amostras de teste .....	50
Figura 21 – Aparato experimental para medição das deflexões em amostras seccionadas.....	50
Figura 22 – Processo de microindentação das amostras de teste .....	52
Figura 23 – Regiões para análise de DRX.....	53
Figura 24 – DRX em configuração de iso-inclinação com ângulo $\psi_0$ fixo.....	54
Figura 25 – Amostra para ensaio de tração com seção paralela reduzida .....	55
Figura 26 – Corte do componente de teste (a) no <i>blank A</i> e (b) no <i>blank B</i> .....	56
Figura 27 – Exemplificação de uma colisão para curvatura superior ao <i>stand-off</i> do corte.....	57
Figura 28 – Preparação das amostras em processo de corte por jato d'água.....	57
Figura 29 – Deflexão no seccionamento dos planos longitudinal e transversal em A .....	58
Figura 30 - Deflexão no seccionamento dos planos longitudinal e transversal em B .....	58
Figura 31 – Efeito do tipo de <i>blank</i> sobre as deflexões no seccionamento .....	59
Figura 32 – Tensões residuais no seccionamento do plano longitudinal à laminação .....	60

Figura 33 – Tensões residuais no seccionamento do plano transversal à laminação .....	61
Figura 34 – Curvas tensão-deformação do <i>blank</i> A .....	63
Figura 35 – Curvas tensão-deformação do <i>blank</i> B .....	64
Figura 36 – Dureza na indentação dos planos longitudinal e transversal em A .....	66
Figura 37 – Dureza na indentação dos planos longitudinal e transversal em B .....	66
Figura 38 – Tensões residuais na indentação do plano longitudinal à laminação .....	67
Figura 39 – Tensões residuais na indentação do plano transversal à laminação .....	68
Figura 40 – Curva L-g para amostra do <i>blank</i> A .....	68
Figura 41 – Valor <i>m</i> na análise de DRX dos planos longitudinal e transversal em A .....	71
Figura 42 – Valor <i>m</i> na análise de DRX dos planos longitudinal e transversal em B .....	71
Figura 43 – Tensões residuais na análise de DRX do plano longitudinal à laminação .....	72
Figura 44 – Tensões residuais na análise de DRX do plano transversal à laminação .....	73
Figura 45 – Índice de anisotropia <i>r</i> para os <i>blanks</i> A e B .....	78
Figura 46 – Índices de anisotropia (a) média e (b) planar para os <i>blanks</i> A e B .....	78
Figura 47 – Análise metalográfica com ampliação de 500x (a) no <i>blank</i> A e (b) no <i>blank</i> B .....	79



## LISTA DE QUADROS

Quadro 1 – Classificação dos <i>blanks</i> utilizados nos ensaios de anisotropia e tensão residual.	45
Quadro 2 – Súmula das análises do processo de seccionamento .....	62
Quadro 3 – Súmula das análises do processo de indentação .....	70
Quadro 4 – Súmula das análises do processo de DRX.....	74

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Deformações oriundas de transformações de fase.....	25
Tabela 2 – ANOVA para um experimento genérico .....	41
Tabela 3 – Composição química dos <i>blanks</i> A e B (% em massa) .....	46
Tabela 4 – Propriedades mecânicas dos <i>blanks</i> A e B (MPa) .....	46
Tabela 5 – Parâmetros do processo de corte por jato d'água .....	49
Tabela 6 - Parâmetros do processo de corte por <i>laser</i> .....	49
Tabela 7 – Parâmetros do difratômetro para análise de tensão residual via DRX .....	53
Tabela 8 – Anisotropia para aços ARBL.....	55
Tabela 9 – Teste-F da deflexão para a correlação entre os planos de corte no seccionamento	59
Tabela 10 – Teste-F da deflexão para a correlação entre os tipos de <i>blank</i> no seccionamento	59
Tabela 11 – Teste-F da tensão para a correlação entre os tipos de <i>blank</i> no seccionamento ...	60
Tabela 12 – Teste-F da tensão para a correlação entre os planos de corte no seccionamento .	61
Tabela 13 – Teste-F da TN para a correlação entre os tipos de <i>blank</i> no seccionamento.....	62
Tabela 14 – Teste-F da TN para a correlação entre os planos de corte no seccionamento .....	62
Tabela 15 – Valores de $K$ e $n$ para aços ARBL.....	64
Tabela 16 – Valores de $K$ e $n$ para o <i>blank</i> A.....	65
Tabela 17 – Valores de $K$ e $n$ para o <i>blank</i> B .....	65
Tabela 18 – Teste-F da dureza para a correlação entre os planos de corte e os tipos de <i>blank</i> na indentação.....	67
Tabela 19 – Teste-F da tensão para a correlação entre os tipos de <i>blank</i> na indentação.....	67
Tabela 20 – Teste-F da tensão para a correlação entre os planos de corte na indentação.....	69
Tabela 21 – Teste-F da TN para a correlação entre os tipos de <i>blank</i> na indentação.....	69
Tabela 22 – Teste-F da TN para a correlação entre os planos de corte na indentação.....	69
Tabela 23 – Pontos de análise do ensaio de DRX, considerando as regiões da Figura 23.....	70
Tabela 24 – Teste-F do valor $m$ para a correlação entre os planos de corte no DRX .....	71
Tabela 25 – Teste-F do valor $m$ para a correlação entre os tipos de <i>blank</i> no DRX .....	72
Tabela 26 – Teste-F da tensão para a correlação entre os tipos de <i>blank</i> no DRX .....	72
Tabela 27 – Teste-F da tensão para a correlação entre os planos de corte no DRX.....	73
Tabela 28 – Teste-F da TN para a correlação entre os tipos de <i>blank</i> no DRX .....	74
Tabela 29 – Teste-F da TN para a correlação entre os planos de corte no DRX .....	74
Tabela 30 – Síntese das tensões apuradas no seccionamento, na indentação e no DRX .....	75
Tabela 31 – Teste-F da tensão para a correlação entre DRX e indentação .....	76

Tabela 32 – Teste-F da tensão para a correlação entre DRX e seccionamento.....	76
Tabela 33 – Teste-F da anisotropia média e planar para a correlação entre os tipos de <i>blank</i> .	79

## LISTA DE SÍMBOLOS

$p$	Deformação isotrópica uniforme
$\varepsilon$	Deformação de engenharia
$q$	Deformação cisalhante uniforme orientada a 45°
$t$	Deformação cisalhante em x-y
$P$	Tensão isotrópica uniforme
$E$	Módulo de elasticidade
$\nu$	Coefficiente de Poisson
$\bar{a}$	Constante de calibração para tensões isotrópicas
$Q$	Tensão cisalhante uniforme orientada a 45°
$\bar{b}$	Constante de calibração para tensões cisalhantes
$T$	Tensão cisalhante uniforme em x-y
$\sigma_x$	Tensão residual uniforme em x
$\sigma_y$	Tensão residual uniforme em y
$\tau_{xy}$	Tensão residual cisalhante uniforme em x-y
$\sigma_{\text{máx}}$	Tensão residual máxima (máxima tensão trativa)
$\sigma_{\text{min}}$	Tensão residual mínima (máxima tensão compressiva)
$\sigma_e$	Tensão residual na camada removida
$e$	Espessura final imediatamente após a remoção da camada
$l$	Comprimento
$\delta$	Deflexão
$\delta_h$	Deflexão final
$\delta_e$	Deflexão inicial
$h$	Espessura original do componente
$e'$	Espessura imediatamente antes da remoção da camada
$\sigma_R$	Tensão residual
$l_f$	Comprimento final
$l_0$	Comprimento inicial
$L$	Carga de penetração
$g$	Profundidade atingida na penetração
$L_S$	Carga de penetração em corpo de prova isento de tensões

$L_T$	Carga de penetração trativa
$L_C$	Carga de penetração compressiva
$\varphi$	Deformação verdadeira
H	Dureza
C	Constante derivada da geometria do indentador
$K$	Coefficiente de resistência
$n$	Coefficiente de encruamento
$\varphi_{res}$	Deformação residual
$c^2$	Razão entre as áreas de contato real e projetada em uma amostra tensionada
$c_0^2$	Razão entre as áreas de contato real e projetada em uma amostra isenta de tensões
$\varphi_{repr}$	Deformação efetiva
$\lambda$	Comprimento de onda
d	Distância interplanar
$\theta$	Ângulo de difração
$d_i$	Distância interplanar em uma amostra tensionada
$d_0$	Distância interplanar em uma amostra isenta de tensões
$d_n$	Distância interplanar entre dois planos adjacentes perpendiculares
$\psi$	Ângulo entre o plano de difração e a normal à superfície da amostra
$r_m$	Índice médio de anisotropia
$\varphi_b$	Deformação verdadeira na largura
$\varphi_s$	Deformação verdadeira na espessura
$\varphi_l$	Deformação verdadeira no comprimento
$b_f$	Largura final
$b_0$	Largura inicial
$\Delta r$	Índice de anisotropia planar
A	Área de contato real
$A_{nom}$	Área de contato projetada
t	Estatística de teste

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO.....</b>	<b>14</b>
1.1	CONTEXTUALIZAÇÃO DO PROBLEMA.....	15
1.2	JUSTIFICATIVA.....	17
1.3	OBJETIVOS.....	19
<b>1.3.1</b>	<b>Objetivo geral.....</b>	<b>19</b>
<b>1.3.2</b>	<b>Objetivos específicos.....</b>	<b>19</b>
<b>2</b>	<b>FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA.....</b>	<b>20</b>
2.1	LAMINAÇÃO CONTROLADA DE AÇOS MICROLIGADOS.....	20
<b>2.1.1</b>	<b>Princípios da laminação controlada.....</b>	<b>20</b>
2.2	TENSÕES RESIDUAIS.....	22
<b>2.2.1</b>	<b>Tensões residuais e desvios de forma em tiras laminadas.....</b>	<b>25</b>
2.2.1.1	Implicações no corte a <i>laser</i> .....	28
<b>2.2.2</b>	<b>Técnicas para medição de tensão residual.....</b>	<b>29</b>
2.2.2.1	Furo-Cego ou <i>Hole Drilling</i> .....	31
2.2.2.2	Deflexão ou Remoção de Camadas.....	33
2.2.2.3	Seccionamento.....	34
2.2.2.4	Indentação.....	35
2.2.2.5	Difração de Raios-X (DRX).....	37
2.2.2.6	Outros métodos não invasivos.....	38
2.3	ANISOTROPIA.....	39
2.4	TESTE DE FISHER.....	41
<b>3</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS.....</b>	<b>43</b>
3.1	CLASSIFICAÇÃO DA PESQUISA.....	43
3.2	PROPOSTA DE TRABALHO.....	43
<b>3.2.1</b>	<b>Material utilizado.....</b>	<b>46</b>
<b>3.2.2</b>	<b>Preparação das amostras.....</b>	<b>46</b>
<b>3.2.3</b>	<b>Ensaio de seccionamento.....</b>	<b>50</b>
<b>3.2.4</b>	<b>Ensaio de indentação por microdureza Vickers.....</b>	<b>51</b>
<b>3.2.5</b>	<b>Análise de tensões pelo método de DRX.....</b>	<b>52</b>
<b>3.2.6</b>	<b>Proposição do método de detecção de distorção.....</b>	<b>54</b>

<b>3.2.7</b>	<b>Análise de anisotropia .....</b>	<b>54</b>
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO.....</b>	<b>56</b>
4.1	PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS .....	56
4.2	ENSAIO DE SECCIONAMENTO .....	58
4.3	ENSAIO DE INDENTAÇÃO .....	63
4.4	ANÁLISE DE TENSÕES PELO MÉTODO DE DRX .....	70
4.5	PROPOSIÇÃO DO MÉTODO DE DETECÇÃO DE DISTORÇÃO.....	75
4.6	ANÁLISE DE ANISOTROPIA .....	78
<b>5</b>	<b>CONCLUSÃO.....</b>	<b>81</b>
<b>6</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>83</b>
	<b>REFERÊNCIAS .....</b>	<b>84</b>

## 1 INTRODUÇÃO

Diante de um cenário de instabilidades políticas e econômicas, a vantagem competitiva nos setores de transformação sobrevém das agressivas estratégias em diferenciação de produto e processo (SARTI; BORGHI, 2015). Ainda que a perdurável busca por patentes de desenvolvimento tecnológico tenha papel crucial na ampliação das vendas e na evolução da participação de mercado (SARTI; BORGHI, 2015), é notório o apelo das indústrias à gestão de processos pautada em princípios da manufatura enxuta (FAVARETTO; VALLE; CANGIOLIERI JUNIOR, 2009).

A urgência em reduzir custos e acelerar o ciclo de desenvolvimento de novos produtos tem instigado o segmento de transformação a aplicar conceitos de manufatura enxuta na reestruturação dos processos produtivos (MAITAN FILHO; SIMOES, 2015). Confiabilidade, qualidade e produtividade nas dinâmicas de fabricação tornam-se requisitos à manutenção de vantagem competitiva e à evolução de performance operacional, esteja ela correlacionada à administração de insumos e recursos, ou ao gerenciamento dos desperdícios nas práticas fabris (FAVARETTO; VALLE; CANGIOLIERI JUNIOR, 2009; JABBOUR et al., 2013).

Para além da racionalização dos processos, a filosofia enxuta promete transformar os vínculos firmados na cadeia produtiva. A necessidade de adaptação à competição globalizada abre precedentes para a estruturação de modelos de interação baseados em regimes de codependência (GONTIJO et al., 2014). Através de um trabalho colaborativo para redução de custos e aumento de qualidade (GARDIOLO; DROHOMERETSKI, 2013), fornecedores e clientes passam a compartilhar riscos e responsabilidades no processo de entrega de valor aos consumidores finais (GONTIJO et al., 2014).

Tão logo a relação aprimorada entre fornecedores, processos e clientes exerça papel crucial no desenvolvimento e fortalecimento do negócio, trabalhar de forma sinérgica para criar um sistema compatível com as necessidades de mercado demanda a capacidade de reproduzir parcerias de sucesso (ZIGGERS; TRIENEKENS, 1999). Fazer uso das competências de outrem para aperfeiçoar o desempenho interno e direcionar esforços ao núcleo dos negócios (ZIGGERS; TRIENEKENS, 1999) é a promessa de uma filosofia que pressupõe objetivos mutuamente benéficos à totalidade de parceiros envolvidos no fluxo de abastecimento e transformação (ALÉCIO, 2020).

Ao passo que o sucesso da filosofia enxuta repousa sobre as relações firmadas na cadeia, é razoável concluir que a qualidade dos processos de transformação é consequência das práticas implementadas em cada parceiro do fluxo produtivo (ROMANO; VINELLI, 2001).



Processos de alto desempenho e confiabilidade sobrevivem de insumos compatíveis à funcionalidade do produto, cuja qualidade é apropriada às exigências do mercado e aos padrões estabelecidos em projeto (MELO et al., 2018).

## 1.1 CONTEXTUALIZAÇÃO DO PROBLEMA

Na contramão do discurso de sinergia, as parcerias firmadas no mercado do aço estabelecem estratégias de consumo amparadas na lógica da ameaça. À vista do alto poder de barganha e da celeridade na permuta entre fornecedores, os constantes prenúncios de rompimento de contrato conferem às empresas contratantes autonomia sobre a precificação dos insumos e sobre os padrões de qualidade aplicados à cadeia de fornecimento.

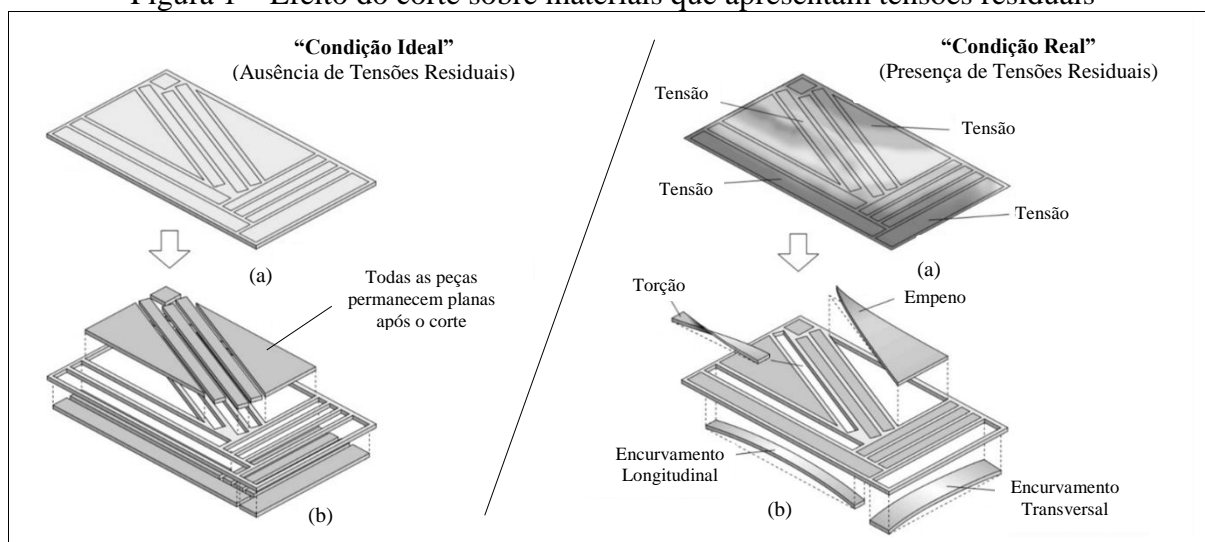
Se neste meio o critério mandatório para a captura de negócios é a busca pela maximização de performance e minimização de custo, a eficiência das linhas de fabricação do aço sobrevém da evolução de técnicas de processamento controladas. Tão logo o desafio seja equilibrar o aperfeiçoamento das propriedades mecânicas com a redução dos tempos de ciclo nas linhas de conformação a quente, iniciativas promissoras colocam a serviço das indústrias de transformação as prerrogativas do processamento termomecânico (URANGA; RODRÍGUEZ-IBABE, 2020).

A combinação de tecnologias de trabalho a quente com estágios de tratamento térmico controlado confere à laminação condições de alcance às propriedades requeridas a partir de processos mais produtivos e instalações mais compactas (URANGA; RODRÍGUEZ-IBABE, 2020). Com aplicações regulares ao beneficiamento de aços microligados – aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) –, os processamentos termomecânicos ensejam o refino de microestrutura e a melhora de resistência mecânica ante a promessa de manipulação da temperatura de conformação e da velocidade de resfriamento (OLIVEIRA; SCHMITZ, 2007).

Ainda que as implicações positivas reforcem a eficiência do método frente aos tratamentos térmicos de normalização (GORNI, 2012), para Paiva (2019) existem evidências de que a evolução de performance do aço conflita com a conservação de estabilidade dimensional. Se por um lado a promessa de controle dos parâmetros de processo alavanca a redução de custos e a geração de aços de alta resistência, por outro, há forte consenso de que o processamento termomecânico eleva os riscos de distorção. A dificuldade em desenvolver rotas de processamento aptas a equilibrar taxas de deformação e padrões de resfriamento em condições extremas de comprimento e largura traz à tona a inexperiência e a imperícia das usinas quanto ao controle de tensões residuais em produtos da laminação controlada.

No mercado de transformação, onde parcela significativa dos custos de manufatura é representada pelos processos de corte térmico, os problemas correlacionados à laminação controlada colocam à prova a aplicabilidade dos aços microligados. Os distintos graus de distorção atrelados à presença de tensões residuais na superfície das ligas laminadas reforçam a criticidade dos tratamentos termomecânicos sobre a sincronização enxuta dos processos de transformação do aço. Alterações de forma e/ou remoções significativas de porções do material durante os processos de corte deturpam o estado de autocompensação de tensões na estrutura cristalina das ligas beneficiadas (Figura 1), condição propícia ao aditamento das paradas de máquina por colisão entre o material distorcido e a unidade móvel de corte.

Figura 1 – Efeito do corte sobre materiais que apresentam tensões residuais



Fonte: Adaptado de Zipf (2012).

Sabendo que o gerenciamento dos desperdícios na manufatura passa de forma ativa pela qualidade dos insumos alocados ao produto, e que, devido à lógica de menor custo, os aços microligados são penalizados quanto a aspectos da qualidade superficial, o presente estudo busca a otimização dos recursos de uma indústria de transformação – indústria voltada à fabricação de semirreboques – através da proposição de um método experimental que antevê ameaças de distorção de forma em chapas destinadas ao processo de corte a *laser*.

Em cumprimento ao objetivo disposto, a estrutura de trabalho é planejada levando em consideração seis seções principais: a primeira seção é composta de introdução, contextualização do problema, justificativa e objetivos gerais e específicos; a segunda e terceira seções compreendem a fundamentação teórica e as etapas de desenvolvimento para a continuidade do trabalho. O quarto e o quinto capítulo trabalham com a discussão de resultados e com a apresentação das ponderações finais, enquanto o sexto registra as recomendações e sugestões para trabalhos futuros.

## 1.2 JUSTIFICATIVA

Em face das políticas de controle à utilização de combustíveis fósseis, as indústrias do setor automotivo vêm sendo desafiadas a projetar soluções para elevar a eficiência energética dos veículos a combustão (BANEJA et al., 2018). Projetos mais econômicos e menos poluentes, sobretudo no segmento dos transportes rodoviários de carga, reforçam a busca pela sintetização de materiais que admitem redução de tara sem comprometimento de rigidez e resistência estrutural (CALLISTER, 2008; SCHAEFFER; NUNES; BRITO, 2017).

Em resposta às restrições conferidas à matriz energética, novas combinações de microestrutura vêm sistematizando as rotas de fabricação do aço (GORNÍ et al., 2007). De forma a satisfazer as imposições em termos de peso, custo e desempenho em serviço, ligas com baixo teor de carbono e pequenas adições de microligantes passam a integrar o repertório de soluções acessíveis à engenharia de aplicação (BRANCO; BERTO, 2021).

Em meio à premissa de novas configurações de microestrutura para atenuação de peso, uma geração de aços microligados ARBL tem despertado o interesse do mercado automotivo. Com aplicações no segmento de semirreboques, especialmente no projeto de longarinas e travessas (ABNT NBR 6656, 2016), as ligas grau LNE380 são valorizadas à custa do compromisso na conciliação de propriedades requeridas ao processo de fabricação (NISHIOKA; ICHIKAWA, 2012). Aliando boa soldabilidade, tenacidade, resistência mecânica e desempenho adequado na conformação a frio (USIMINAS, 2021), a classe reúne atributos no cumprimento às perspectivas almejadas nos projetos de engenharia.

Não obstante os atrativos de ordem técnica amparem a utilização do aço em aplicações cujo alívio de peso é critério mandatório, a busca pela progressiva redução de custo nos produtos traz à tona incertezas quanto à adequabilidade da liga em face dos critérios de qualidade de superfície. Haja vista o histórico de tensões residuais na laminação controlada, Mukherjee et al. (2020) e Trško et al. (2020) argumentarem em defesa do juízo de que os benefícios dos aços microligados decrescem, tão logo justapostos às distorções de forma constatadas após o regime de conformação.

Na presença de um cenário de incertezas, onde a otimização da relação performance/custo confronta a conservação de estabilidade dimensional, Wang et al. (2016) justificam as restrições à laminação controlada através de análises direcionadas ao mapeamento de tensões residuais em aços microligados. Mediante estudo numérico-experimental em bobinas selecionadas, os autores constataam tensões sobressalentes em regiões específicas das bordas do material estudado. As assimetrias, oriundas das variações de temperatura produzidas

durante o resfriamento controlado na laminação, corroboram a defesa dos argumentos de Mukherjee et al. (2020) e Trško et al. (2020), tão logo vêm acompanhadas de deflexões significativamente superiores às observadas em regiões centrais das bobinas analisadas.

Se para Wang et al. (2016) os resultados confirmam a criticidade do processo de conformação e a influência do histórico térmico sobre o nível de tensões residuais na liga, para Witek e Milenin (2018), os dados incorporam uma variável ainda mais preocupante à gestão de planicidade da laminação controlada. Tiras produzidas a partir de bobinas revelam propensão à formação de tensões residuais por mérito das alterações de microestrutura no decorrer do curso de bobinamento. A depender do tempo dedicado nos leitos de resfriamento pós-laminação, as transformações de fase são findadas no material já bobinado, o que eleva os riscos de distorção por variações na morfologia e no volume dos produtos oriundos da transformação da austenita.

Não rara, a condição expressa por Witek e Milenin (2018) é experimentalmente documentada no estudo comparativo conduzido por Narimatsu, Kuwada e Gotoh (2020). Analisando as tensões e as distorções de forma em amostras provenientes de bobinas e chapas planas, os autores observam deflexões ligeiramente superiores em corpos de prova extraídos de amostras bobinadas. As distorções, mensuradas pós-corte a *laser*, também reforçam as apreensões quanto ao processamento de ligas manufaturadas por laminação controlada. Ainda que as tensões sejam majoritariamente derivadas das condições de resfriamento e bobinamento, pesquisas apontam o corte térmico também como um meio potencializador de distorções.

À frente de investigações na área, Yang et al. (2002) se utilizam de diagnósticos práticos na investigação dos mecanismos de distorção correlatos ao processo de corte a *laser*. Com a assistência de sensores acoplados a uma amostra de teste, os estudiosos estruturam o perfil de deflexões cabível ao processo de corte, na medida em que deduzem das distorções finais as medidas de abaulamento correspondentes às tensões pré-existentes na chapa. Com resultados beirando deflexões de 1 a 1,3 mm, a análise corrobora o fato de que os processos de corte contribuem para variações dimensionais, independentemente de a contribuição ser através da indução de esforços térmicos ou pela deturpação da condição de equilíbrio latente do material.

Haja vista os argumentos apresentados, um questionamento repousa sobre o contexto de aplicação do aço LNE380 em projetos de cunho estrutural. Se o nível de tensões residuais na liga é consequência de uma lógica de produção e consumo que prioriza custo, como é possível mitigar os distúrbios do processo de corte a *laser* frente às constantes ameaças de distorção? Guiada pela dúvida, a presente pesquisa encontra amparo na literatura para reproduzir mecanismos de avaliação das tensões residuais em aços microligados, objetivando

resultados satisfatórios na otimização do tempo produtivo e na gestão enxuta dos desperdícios fabris.

### 1.3 OBJETIVOS

Alinhada à justificativa e à questão de pesquisa, a presente seção expõe a relação de objetivos propostos.

#### 1.3.1 Objetivo geral

O objetivo geral do trabalho é propor um método que esteja apto a detectar ameaças de distorção de forma em chapas do aço microligado LNE380, destinadas ao processo de corte a *laser*.

#### 1.3.2 Objetivos específicos

Do objetivo geral, derivam-se quatro objetivos específicos:

- a) através de revisão bibliográfica, investigar os mecanismos de geração de tensão residual em aços microligados;
- b) por intermédio de análises práticas e estatísticas, comparar técnicas experimentais na avaliação de tensões residuais;
- c) correlacionar os índices de anisotropia às tensões residuais;
- d) definir o limite máximo admissível de tensões residuais em chapas submetidas ao processo de corte a *laser*.

## 2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

A presente seção explora tópicos correlativos à natureza, mensura e implicação das tensões residuais sobre a performance e beneficiamento dos componentes de engenharia.

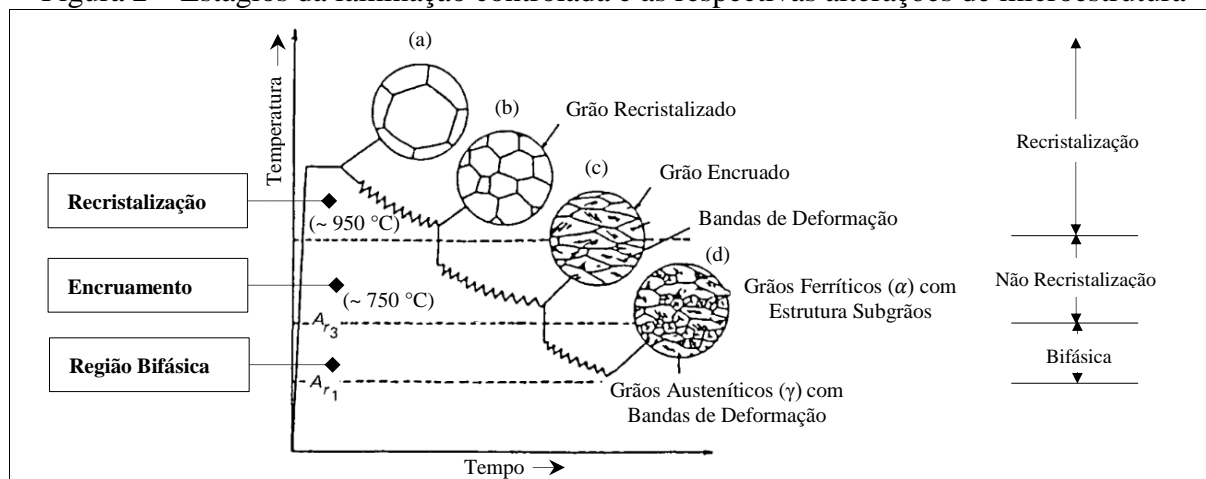
### 2.1 LAMINAÇÃO CONTROLADA DE AÇOS MICROLIGADOS

Diante do desafio em conciliar o aumento de resistência mecânica com a respectiva melhora dos graus de tenacidade e soldabilidade (GONÇALVES, 2017), técnicas de laminação convencional têm cedido espaço a estratégias produtivas focadas no controle de temperatura e deformação. Se a premissa é explorar a evolução de propriedades mecânicas tão somente pela manipulação de microestrutura, os processos de laminação termomecânica (ou ainda, laminação controlada) oferecem as condições básicas para a sintetização de ligas com alto grau de refino de grão (TAMURA et al., 1988) e baixo teor de carbono equivalente (GINZBURG, 1989).

#### 2.1.1 Princípios da laminação controlada

Estejam as prerrogativas da laminação controlada atreladas ao rígido monitoramento da relação propriedade-microestrutura (RANA; SINGH, 2017), o completo domínio das condições de processo passa a ser critério mandatório para o sucesso da prática e para a manutenção de qualidade do produto final. Tomando por base os argumentos apresentados, Antonino (2011) explora a sequência de estágios e microestruturas pertinentes a um típico processo de laminação controlada (Figura 2):

Figura 2 – Estágios da laminação controlada e as respectivas alterações de microestrutura



Fonte: Adaptado de Tamura et al. (1988).

- a) estágio 1 - laminação de recristalização (acima de 1000 °C): mediante sucessivos passes de desbaste acima da temperatura de recristalização plena da austenita (GINZBURG, 1989), o laminado passa a apresentar uma microestrutura uniforme e relativamente refinada (GORNI, 1999), tal e qual (b) na Figura 2. A depender do grau de deformação e da presença de microligantes na matriz austenítica, diferentes níveis de refino são observados à microestrutura do esboço (RIZZO, 2011);
- b) estágio 2 - laminação de encruamento (aproximadamente 950 °C): após a interrupção momentânea dos passes de desbaste para redução da temperatura do esboço (GORNI, 1999), a austenita recristalizada (b) passa a apresentar grãos alongados (c) como resultado dos consecutivos estágios de deformação abaixo da temperatura de não-recristalização (LINO, 2017; PAIVA, 2019). À medida que os passes de acabamento se acumulam, bandas de deformação no interior dos grãos austeníticos estimulam o aumento de sítios disponíveis para nucleação da ferrita (LINO, 2017; TAMURA et al., 1988);
- c) estágio 3 - laminação na região bifásica (aproximadamente 750 °C): logo após novo período de espera para decréscimo da temperatura no laminado, passes de acabamento na região bifásica ( $\alpha + \gamma$ ) resultam em uma microestrutura (d) composta majoritariamente de grãos ferríticos alongados com estrutura de subgrãos, e austenita encruada com bandas de deformação (GONÇALVES, 2017; TAMURA et al., 1988). Posterior ao resfriamento, os grãos austeníticos não recristalizados dão origem a uma estrutura ferrítica fina equiaxial (GONÇALVES, 2017; GORNI, 1999), cujos grãos, na faixa de 5 a 8  $\mu\text{m}$ , possibilitam uma adequada combinação de resistência mecânica e tenacidade (RIZZO, 2011).

Apesar do controle de temperatura e deformação oportunizar a evolução de performance e a redução de custo na fabricação dos aços microligados (economia de energia e menor quantidade de elementos microligantes), para Tanaka (1981), a laminação controlada apresenta suas próprias desvantagens. Afora o perfil característico de temperatura ao longo da espessura (GORNI et al., 1997), o processo é responsável pela anisotropia de propriedades mecânicas nas ligas laminadas (TANAKA, 1981). Ao que tudo indica, a textura cristalográfica constatada na microestrutura ferrítica é reflexo das orientações preferenciais herdadas nos passes de acabamento (VIANA; LOPES, 2001).

Seja pelo gradiente de temperatura ou pela própria anisotropia, a laminação termomecânica tem efeito notório sobre aspectos da qualidade superficial dos aços microligados. De modo geral, tal como a ativação térmica, a textura tem se mostrado um meio

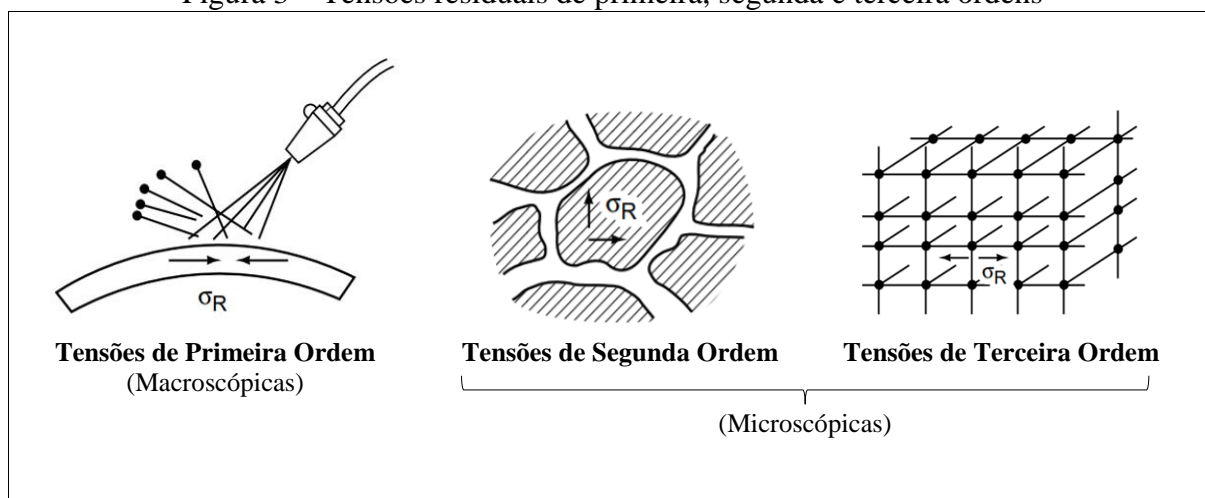
de estímulo à formação de tensões residuais. Essas tensões, de acordo com as pesquisas de Dawson, MacEwen e Wu (2003), advêm da condição de equilíbrio entre os regimes de deformação plástica e elástica que são observados em cristais adjacentes do aço microligado analisado.

## 2.2 TENSÕES RESIDUAIS

Dentro dos limites reconhecidos pela literatura, o estudo de tensões residuais passa pela avaliação de singularidades na estrutura cristalina dos materiais (RODACOSKI, 1997). A depender da extensão de abrangência, os esforços – de origem elástica – podem ser classificados em três modalidades (KANDA, 1999; KANDIL et al., 2001; SANTOS, 2012; YUNG, 2008):

- a) tensões de primeira ordem ou macroscópicas;
- b) tensões de segunda ordem ou microscópicas;
- c) tensões de terceira ordem ou submicroscópicas.

Figura 3 – Tensões residuais de primeira, segunda e terceira ordens



Fonte: Adaptado de Totten, Howes e Inoue (2002).

Conforme a Figura 3, tensões de primeira ordem manifestam-se em escala superior ao tamanho de grão (KANDIL et al., 2001). Quando isoladas ou sobrepostas aos esforços aplicados pelo carregamento em serviço, descaracterizam o somatório de forças e momentos produzidos (SANTOS, 2012), orientando alterações volumétricas em largas porções do componente (KANDA, 1999). Tensões de segunda ordem, por sua vez, atuam em escalas similares ao tamanho de grão (YUNG, 2008). Oriundas da heterogeneidade de estrutura cristalina, revelam-se produto do balanço entre diferentes cristais ou fases presentes no material (SANTOS, 2012). Por fim, tensões de terceira ordem retratam imperfeições reclusas ao interior do grão (YUNG, 2008).

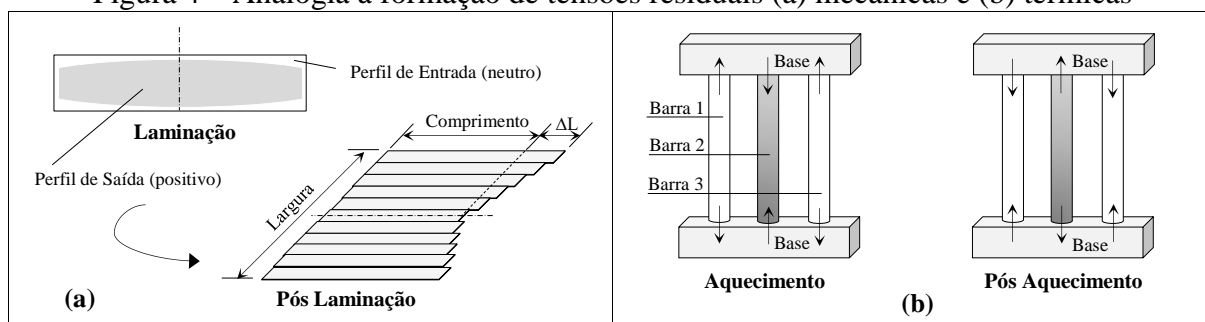


Não obstante o perfil de tensões do componente seja resultado da superposição de esforços de primeira, segunda e terceira ordens, somente as tensões macroscópicas proporcionam interesse prático à indústria (TOTTEN; HOWES; INOUE, 2002). À medida que a origem destas tensões está vinculada à presença de deformações plásticas localizadas (DONG, 2008), admite-se correspondência entre a energia elástica armazenada no material e as sucessivas transformações de cunho térmico, mecânico e metalúrgico a que tal material é submetido (MARTINS, 2004).

Em meio aos três possíveis domínios de procedência, Rocha (2009) e Santos (2012) correlacionam a natureza mecânica dos esforços às variações geométricas que se propagam em camadas superficiais da matéria, em decorrência de tecnologias de fabricação passíveis de deformação permanente. Essas tensões, de natureza trativa e/ou compressiva, manifestam-se como o resultado espontâneo da falta de homogeneidade em trabalhos mecânicos empreendidos no decorrer do fluxo de fabricação (HUTCHINGS et al., 2005).

Tão logo as transformações mecânicas estejam atreladas às diversas alternativas de beneficiamento do material, especial atenção é dedicada aos processos primários de conformação. Na laminação, os diferentes graus de sollicitação transversal detêm efeito sobre o perfil de tensões nas placas processadas (Figura 4a). Reduções não uniformes de espessura durante os passes iniciais do processo desencadeiam o aparecimento de tensões elásticas na estrutura do material, como resultado das diferentes taxas de deformação nos segmentos longitudinais imaginários da placa (RIZZO, 2011).

Figura 4 – Analogia à formação de tensões residuais (a) mecânicas e (b) térmicas



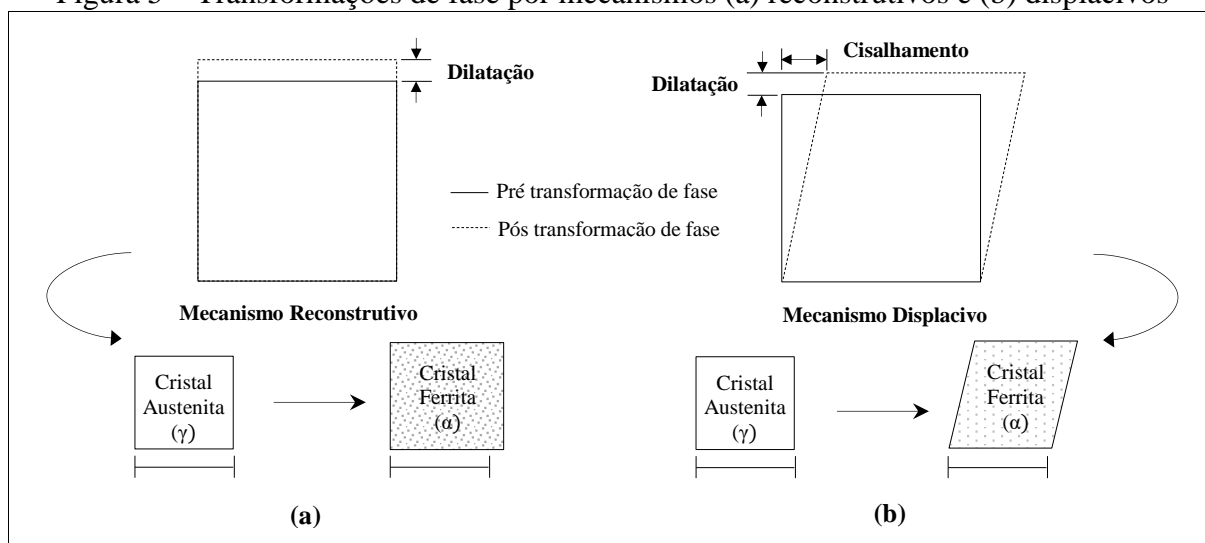
Fonte: Adaptado de Rizzo (2011) e Rocha (2009).

No que diz respeito à natureza térmica, as tensões macroscópicas são introduzidas ao material como consequência de variações de temperatura não uniformes (MARTINS, 2004; ROCHA, 2009). As barreiras à contração ou dilatação volumétrica durante os ciclos térmicos são evidenciadas através da clássica analogia com a barra aquecida (Figura 4b). Seja um sistema composto de três barras engastadas em suportes fixos, verifica-se deformação plástica nas barras 1 e 3, em decorrência da dilatação térmica associada ao processo de aquecimento da

barra 2. Cessada a interação do sistema com a fonte de calor, constata-se tendência à contração na barra central. A recuperação elástica, contudo, é reprimida pelas barras laterais, que passam a manifestar tensões residuais em formato compressivo (ROCHA, 2009).

Na metalurgia, Kandil et al. (2001) correlacionam a procedência dos esforços com as deformações plásticas que redundam de transformações de fase não homogêneas. Posto que as propriedades de um material diferem entre fases adjacentes (MARTINS, 2004), o produto da transformação de fase é frequentemente restringido/comprimido pelas características da matriz circundante (WITHERS; BHADESHIA, 2001a). Esta condição, sob à perspectiva de decomposição da austenita, tende a ser agravada pelo mecanismo de ativação da transformação. Ao passo que em regimes reconstitutivos, a transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$  está associada tão somente ao aumento de volume dos cristais de ferrita (Figura 5a), em transformações displacivas, a mudança de fase vem acompanhada do aumento de volume e do cisalhamento dos cristais (Figura 5b).

Figura 5 – Transformações de fase por mecanismos (a) reconstitutivos e (b) displacivos



Fonte: Adaptado de Withers e Bhadeshia (2001a).

Withers e Bhadeshia (2001a) explicam a relação entre os mecanismos de ativação e os respectivos potenciais de resposta, enumerando a variação dimensional de componentes submetidos às diferentes transformações de fase. Conforme a Tabela 1 apresenta, a plasticidade induzida por transformação proporciona transições de forma até duzentas vezes maiores do que as deformações contempladas em regime elástico (tipicamente quantificadas na ordem de  $10^{-3}$  mm/mm).

Via de regra, quanto mais elevado o grau de deformação gerado pelo produto da transformação, maior a possibilidade de distorção em arranjos policristalinos bifásicos (WITHERS; BHADESHIA, 2001a).

Tabela 1 – Deformações oriundas de transformações de fase

Transformação	Mecanismo	Deformação (mm/mm)	
		Cisalhamento	Dilatacional
Ferrita Alotriomórfica e Idiomórfica	Reconstrutivo	0,00	0,02
Perlita	Reconstrutivo	0,00	0,03
Ferrita Acicular	Displacivo	0,22	0,03
Bainita	Displacivo	0,22	0,03
Martensita	Displacivo	0,24	0,03

Fonte: Adaptado de Withers e Bhadeshia (2001a).

### 2.2.1 Tensões residuais e desvios de forma em tiras laminadas

Apesar das técnicas produtivas admitirem diferentes estratégias para instituir regimes de deformação, os fins traçados sempre convergem a um propósito comum: adaptação dos componentes a um formato apropriado às necessidades de projeto (TOTTEN; HOWES; INOUE, 2002). À medida que a correspondência entre a superfície real e a superfície almejada pressupõe controle dimensional e estabilidade de forma nos materiais (BRINKSMEIER; SÖLTER, 2009), a geometria do produto final passa a refletir compromisso com as distorções pressupostas em cada etapa na rota de manufatura (BRINKSMEIER; SÖLTER; GROTE, 2007).

Nos processos de fabricação de aço, as imperfeições geométricas revelam-se fruto de deformações plásticas ao longo da extensão da largura e/ou espessura do laminado (GINZBURG, 2009). Sejam as deformações elementos mediadores de tensão residual, Ginzburg (1989) estabelece classificação das formas laminadas quanto ao padrão de esforços ostentado:

- a) formato ideal: tensões internas iguais ao longo da largura e espessura da tira. A planicidade se mantém mesmo após a remoção do carregamento externo e o corte longitudinal;
- b) formato latente: tensões internas distintas ao longo da espessura da tira. O laminado se mantém plano após a remoção do carregamento externo, porém deforma-se durante o corte longitudinal;
- c) formato manifesto: tensões internas distintas ao longo da largura ou espessura da tira. O laminado se mantém plano somente durante o carregamento externo;
- d) formato duplo: parte do laminado apresenta formato latente e parte, manifesto.

Para as classificações propostas, Ginzburg (2009), Rizzo (2011) e Uppgård (2008) elencam as imperfeições geométricas cabíveis (Figura 6):

Figura 6 – Defeitos de planicidade associados às formas laminadas

Nº	Formato	Desvio/Defeito de Forma	Aparência
1.	<b>Manifesto</b>	<b>Ondulações Delimitadas por Linhas Retas</b> Tensões uniformes ao longo da largura e heterogêneas através da espessura da tira (UPPGÅRD, 2008). Esforços trativos e compressivos alternam-se na direção de laminação (GINZBURG, 2009).	
2.	<b>Manifesto</b>	<b>Ondulações Delimitadas por Linhas Curvas</b> Tensões uniformes ao longo da espessura e heterogêneas através da largura da tira (GINZBURG, 2009).	
3.	<b>Latente</b>	<b>Arqueamento Longitudinal</b> Tensões não uniformes ao longo da espessura da tira, na direção longitudinal (GINZBURG, 2009). A curvatura é resultado de diferentes níveis de alongamento nos planos superior e inferior da tira (RIZZO, 2011).	
4.	<b>Latente</b>	<b>Arqueamento Transversal</b> Tensões não uniformes ao longo da espessura da tira, na direção transversal (GINZBURG, 2009). A curvatura é resultado de diferentes níveis de alongamento nos planos superior e inferior do esboço (RIZZO, 2011).	
5.	<b>Latente</b>	<b>Torção</b> Tensões não uniformes ao longo da espessura da tira, nas direções longitudinal e transversal (RIZZO, 2011).	

Fonte: Elaborada pela autora com base em Ginzburg (2009), Rizzo (2011) e Uppgård (2008).

As ondulações delimitadas por linhas retas descrevem a relação de dependência entre o perfil da tira e a velocidade relativa dos cilindros de laminação. Processos que transcorrem à alta velocidade revelam inclinação a sinuosidades de contorno, à vista de movimentos vibracionais anômalos nos leitos de arrefecimento (MIANI; PATRIZI, 2007). Ondulações delimitadas por linhas curvas, em contrapartida, partem do princípio de alongamento

diferencial. O coroamento da placa laminada, associado ao perfil ativo dos cilindros de trabalho, tem atuação direta sobre os percentuais de redução de espessura ao longo da seção transversal (ABDELKHALEK et al., 2011). Beiradas mais espessas – ondulações centrais - derivam de deflexões positivas (nos cilindros) e alongamento prioritário nas zonas mediais; beiradas mais delgadas – ondulações de borda - resultam de deflexões negativas nos cilindros e alongamento prioritário nas zonas periféricas do laminado (RIZZO, 2011).

O arqueamento longitudinal, por sua vez, redundava de assimetrias nos cilindros de trabalho. Velocidades superficiais ou coeficientes de atrito discrepantes propiciam oscilações nas taxas de deformação assistidas nos planos superior e inferior do esboço (SON; SIM; O, 2018). O encurvamento revela-se tanto maior quanto mais expressiva for a diferença de velocidade angular e atrito entre os arcos de contato (UPPGÅRD, 2008). A premissa é extensível para variações de temperatura ao longo da seção transversal do laminado. Quando uma superfície manifesta temperatura superior ao plano oposto, verifica-se arqueamento do esboço na direção da superfície arrefecida (SON; SIM; O, 2018).

Tal e qual a temperatura, o bobinamento também tem atuação sobre os defeitos de planicidade associados às formas latentes. Ao ser enrolado sob tensão, o material transpõe a zona de deformação permanente (ANDRES, 2015). A curvatura longitudinal, resultante da diferença relativa de alongamento entre as faces externa e interna da chapa, permanece na estrutura do laminado até o estágio de desbobinamento, quando a tração elimina a heterogeneidade de tensões longitudinais e estabelece condições para o desenvolvimento de novas tensões no sentido transversal (RIZZO, 2011). Há quem ainda saliente que a combinação das duas modalidades de arqueamento – torção – tem origem no desalinhamento entre os cilindros de trabalho e os rolos defletores – guias – do laminador (UPPGÅRD, 2008).

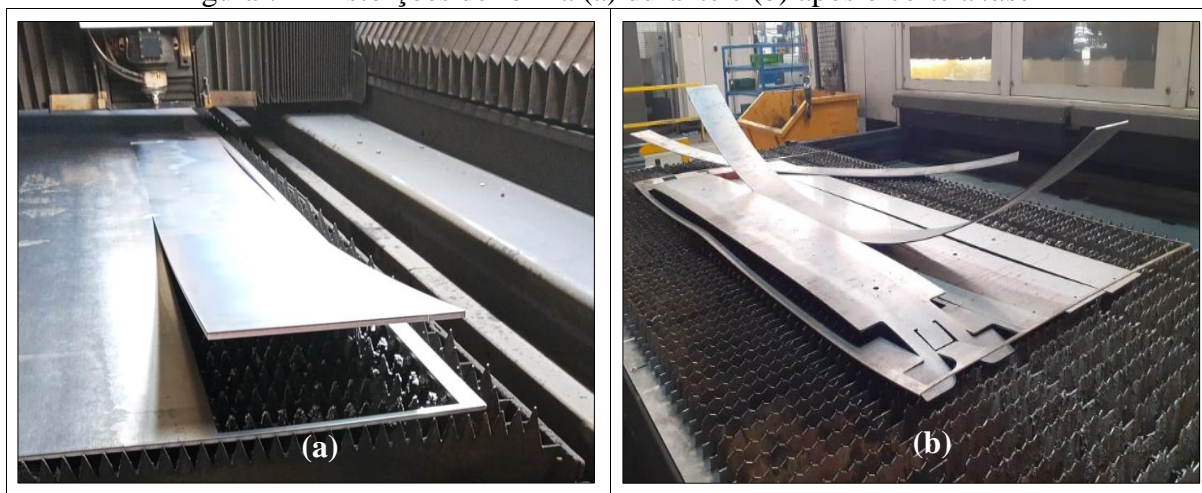
Da mesma forma que as irregularidades geométricas derivam de múltiplas inconsistências no decurso da laminação, as estratégias de reparo recorrem a múltiplos artifícios para mitigar a concentração de esforços na estrutura do material conformado. As práticas de coroamento mecânico, contraflexão e deslocamento axial dos cilindros de trabalho são manobras administradas para compensar a deflexão do sistema em decorrência da carga de laminação ou das deformações térmicas associadas ao processo de refrigeração nos trens de acabamento (RIZZO, 2011). Essas alternativas, aliadas a um controle de velocidade, tendem a ser efetivas na melhoria de planicidade do esboço. O que Molleda, Usamentiaga e García (2013) salientam, entretanto, é que a garantia de qualidade final depende não somente das estratégias adotadas para correção do perfil transversal, mas também do grau de automação aplicado à medição de aplainamento durante ou após a operação de conformação.

Taxas produtivas crescentes e rígidas condições de processo dificultam o monitoramento da planicidade em tempo real (RIZZO, 2011). De acordo com a acurácia e com o posicionamento dos sensores, o *feedback* da condição de aplaino pode ocasionar parametrizações inconsistentes nas cadeiras de laminação (MOLLEDA; USAMENTIAGA; GARCÍA, 2013). Diante da incerteza, acelerar o desenvolvimento de instrumentos e técnicas de diagnóstico de tensões residuais passa a ser critério indispensável à caracterização de aços comerciais na indústria (SANTOS, 2012).

### 2.2.1.1 Implicações no corte a *laser*

À semelhança da laminação controlada, os processos de corte a *laser* têm implicações reconhecidas sobre o perfil de tensões residuais em aços planos. Afora a deturpação do estado de equilíbrio latente no material (HARNIČÁROVÁ et al., 2013), a tecnologia responde pela introdução de esforços térmicos em regiões adjacentes à interação do feixe de corte (ARIF; YILBAS, 2008). As mudanças de temperatura durante o processo, somadas aos defeitos de planicidade observados após a laminação, resultam nas distorções de forma usualmente testemunhadas em ambiente fabril (Figura 7).

Figura 7 – Distorções de forma (a) durante e (b) após o corte a *laser*



Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Para além dos danos físicos ao equipamento (RAJENDRAN et al., 2019), os desvios geométricos constatados durante o corte revelam-se críticos a uma tríade de fatores, quais sejam:

- a) qualidade de corte: mesmo na hipótese de pequenas distorções, a variação geométrica tem implicações na distância focal e no ângulo de incidência do feixe *laser* (MANOHAR, 2006);

- b) produtividade do equipamento: desperdício de tempo produtivo devido às interrupções do corte por colisão do material com o cabeçote da máquina (ADELMANN; HELLMANN, 2021);
- c) montagem do componente: até mesmo pequenas distorções podem demandar a aplicação de esforço adicional durante a operação de montagem (TOTTEN; MACKENZIE, 2003).

### 2.2.2 Técnicas para medição de tensão residual

Com o avançar das tecnologias de processamento do aço, novas técnicas têm sido introduzidas à comunidade científica para julgamento do estado de tensões em componentes com atuação mecânica (ROSSINI et al., 2012). A depender da extensão de abrangência, capacidade almejada e velocidade de processamento, as práticas podem oferecer distintos níveis de apropriação às necessidades do pesquisador (RODACOSKI, 1997).

Sob o viés da literatura (RODACOSKI, 1997), a qualificação de tensões transita pela perspectiva de rotinas invasivas e não invasivas. As tecnologias de cunho invasivo alteram a condição de equilíbrio do material (SOUSA, 2012; TOTTEN; HOWES; INOUE, 2002), à medida que estimulam deformações plásticas localizadas por meio de remoções mecânicas ou ataques químicos sequenciais (RODACOSKI, 1997; YUNG, 2008). Procedimentos não invasivos, por outro lado, mensuram tensões através da variação de propriedades físicas sensíveis às deformações da rede cristalina (TOTTEN; HOWES; INOUE, 2002). Partindo da premissa que ambas as modalidades manifestam limitações específicas à mensura da variável pretendida (SCHAJER; WHITEHEAD, 2018), a seleção do (s) procedimento (s) ideal (ais) transpõe o crivo de parâmetros técnicos e econômicos, quais sejam:

- a) extensão de abrangência das tensões (KANDIL et al., 2001; LU, 1996);
- b) profundidade de inspeção (KANDIL et al., 2001; LU, 1996; WITHERS; BHADESHIA, 2001b);
- c) acurácia do método (KANDIL et al., 2001; LU, 1996; SCHAJER, 2013);
- d) velocidade de execução do ensaio (KANDIL et al., 2001; LU, 1996);
- e) qualificação requerida para a progressão do ensaio (KANDIL et al., 2001).

Para os cinco critérios de análise, a Figura 8 pondera as particularidades de cada uma das oito tecnologias reconhecidas para diagnóstico de tensões residuais. Furo Cego, Deflexão, Seccionamento, Indentação, Difração de Raios X, Difração de Nêutrons, Ultrassom e Técnica

Magnética revelam distintas condições de reprodutibilidade e aplicabilidade, conforme o padrão de esforços investigado.

Figura 8 - Comparativo entre técnicas de medição de tensões residuais

Parâmetros	Técnicas Invasivas			Técnicas Não Invasivas				
	Furo Cego	Deflexão	Seccionamento	Indentação	Raio X	Nêutrons	Ultrassom	Magnética
<b>Extensão</b> Abrangência das tensões (LU, 1996)	1ª Ordem	1ª Ordem	1ª Ordem	1ª Ordem	1ª e 2ª Ordens	1ª e 2ª Ordens	1ª, 2ª e 3ª Ordens	1ª, 2ª e 3ª Ordens
<b>Penetração</b> Profundidade de penetração (SCHAJER, 2013)	Até 2 mm	Espessura	Espessura	< 1 mm	0,03 mm	25 mm (Fe)	1 – 20 mm	1 mm
<b>Acurácia</b> Precisão do ensaio (LU, 1996; SCHAJER, 2013)	± 20 MPa	± 30 MPa	± 10 MPa	Qualitativo	± 20 MPa	± 30 MPa	± 10/20 MPa	± 10/20 MPa
<b>Velocidade A</b> Tempo para a 1ª medição (LU, 1996; SCHAJER, 2013)	40 min	30 min	40 min	Poucos min	20 min	120 min	Poucos min	Instantâneo
<b>Velocidade B</b> Tempo para perfil de tensões (LU, 1996)	2 horas	8 horas	5 a 200 horas	Poucos min	8 horas	Semanas	20 min	10 min
<b>Competência</b> <i>Know-how</i> condução ensaio (KANDIL et al., 2001; SURESH; GIANNAKOPOULOS, 1998)	Baixo/Médio	Baixo/Médio	Baixo/Médio	Baixo	Médio	Alto	Médio	Baixo

Fonte: Elaborada pela autora com base em Kandil et al (2001), Lu (1996), Schajer (2013) e Suresh e Giannakopoulos (1988).

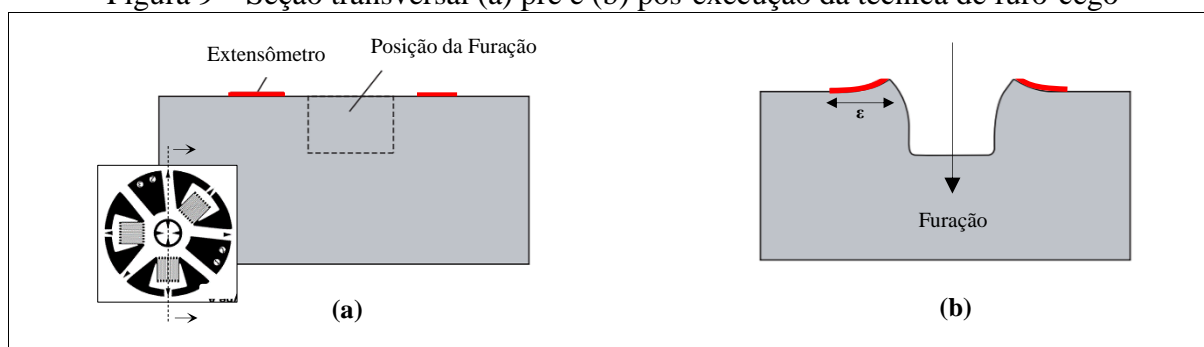


### 2.2.2.1 Furo-Cego ou *Hole Drilling*

Apesar da pluralidade de procedimentos a serviço da comunidade científica, o método de furo cego permanece sendo a prática mais adotada na investigação de tensões em estruturas com solicitação mecânica (HUANG; LIU; XIE, 2013). A versatilidade (KANDIL et al., 2001; ROSSINI et al., 2012) e o respaldo em normas específicas (RODRIGUES, 2007) ampliam as possibilidades de aplicação, ainda que o caráter invasivo, a sensibilidade aos erros de excentricidade da furação e as exigências quanto à preparação de superfície limitem a reprodutibilidade do ensaio em análises de escala industrial (SCHAJER, 2013).

Em conformidade com as argumentações de Rossini et al. (2012), a técnica de furo-cego apresenta diretrizes voltadas à manifestação do estado de relaxamento de tensões. A execução de pequenas furações ao centro de extensômetros de resistência elétrica – rosetas (Figura 9a) - ocasiona redistribuição das tensões residuais no material remanescente (SCHAJER, 2013). A anulação da condição de equilíbrio conduz a deformações radiais (Figura 9b), que são avaliadas em uma sequência específica de incrementos de profundidade, através da variação de resistência elétrica nos sensores (ASTM E837, 2020).

Figura 9 – Seção transversal (a) pré e (b) pós-execução da técnica de furo-cego



Fonte: Adaptado de Schajer (2013).

As deformações computadas no decorrer do ensaio são convertidas em parâmetros de tensão através de relações matemáticas fundamentadas na teoria da elasticidade linear (ASTM E837, 2020). Na análise de esforços uniformes na direção de perfuração, ASTM E837 (2020) e Schajer (1988) preveem, para cada incremento de profundidade, o cálculo inicial das deformações isotrópica ( $p$ ), cisalhante a  $45^\circ$  ( $q$ ) e cisalhante em x-y ( $t$ ), tal e qual as Equações 1 a 3:

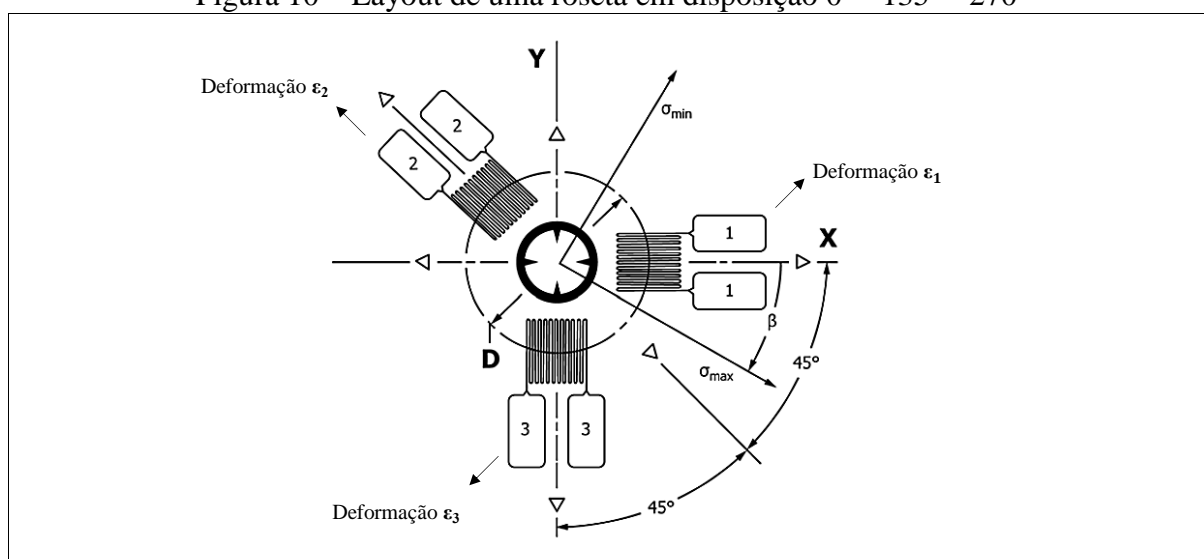
$$p = \frac{\varepsilon_3 + \varepsilon_1}{2} \quad (1)$$

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

$$t = \frac{\varepsilon_3 + \varepsilon_1 - 2\varepsilon_2}{2} \quad (3)$$

Considerando que  $\varepsilon_1$ ,  $\varepsilon_2$  e  $\varepsilon_3$  representam as deformações observadas em cada um dos três extensômetros que compõem a roseta (SCHAJER, 1988), conforme a Figura 10.

Figura 10 – Layout de uma roseta em disposição  $0^\circ - 135^\circ - 270^\circ$



Fonte: Adaptado de ASTM E837 (2020).

A partir das informações obtidas nas Equações 1 a 3, ASTM E837 (2020) estabelece o balanço das tensões correspondentes (Equações 4 a 6):

$$P = -\frac{E}{(1 + \nu)} \frac{\sum(\bar{a} p)}{\sum(\bar{a}^2)} \quad (4)$$

$$Q = -E \frac{\sum(\bar{b} q)}{\sum(\bar{b}^2)} \quad (5)$$

$$T = -E \frac{\sum(\bar{b} t)}{\sum(\bar{b}^2)} \quad (6)$$

Onde  $\bar{a}$  e  $\bar{b}$  caracterizam constantes de calibração derivadas do diâmetro da furação e do tipo de roseta (valores tabelados);  $\Sigma$  indica o somatório das quantidades indicadas para, aproximadamente, dez incrementos de profundidade;  $E$  simboliza o Módulo de Elasticidade e  $\nu$ , o Coeficiente de Poisson do material ensaiado (ASTM E837, 2020).

Para a avaliação das tensões residuais no plano cartesiano, a literatura ainda estabelece o cômputo das Equações 7 a 9 (ASTM E837, 2020; SCHAJER, 1988):

$$\sigma_x = P - Q \quad (7)$$

$$\sigma_y = P + Q \quad (8)$$

$$\tau_{xy} = T \quad (9)$$

O cálculo das tensões principais máximas ( $\sigma_{\text{máx}}$ ) e mínimas ( $\sigma_{\text{min}}$ ) no componente é resultado da aplicação da Equação 10 (ASTM E837, 2020; SCHAJER, 1988):

$$\sigma_{\text{máx}}, \sigma_{\text{min}} = P \pm \sqrt{Q^2 + T^2} \quad (10)$$

A assertividade do método está condicionada à hipótese de que as tensões residuais calculadas não excedem 80% do limite de escoamento do material (ASTM E837, 2020; NIKULARI; LU; FLAVENOT, 1985).

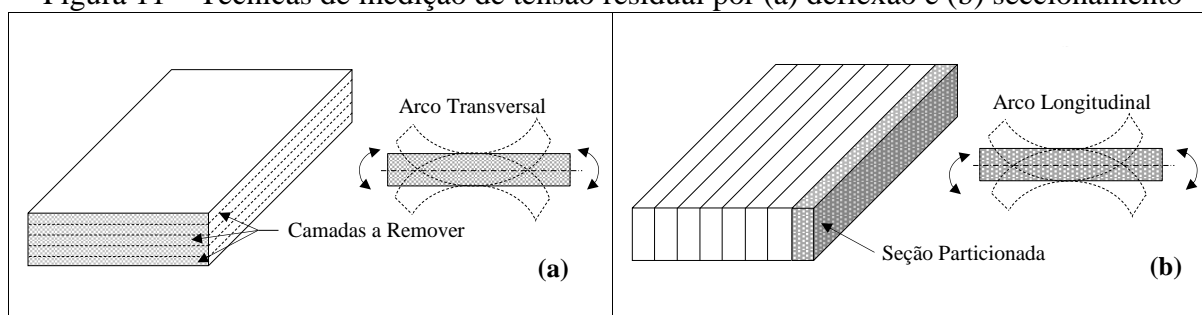
#### 2.2.2.2 Deflexão ou Remoção de Camadas

Em sua variante mais conhecida, a técnica de Remoção de Camadas (Figura 11a) versa sobre a medição das deflexões de um corpo de prova após consecutivas extrações de material (ROSSINI et al., 2012) por polimento químico ou eletrolítico (NUNES, 2008; PEREIRA, 2016). O procedimento, específico para geometrias planas e cilíndricas, nas quais os esforços internos variam ao longo da espessura e são uniformes em planos paralelos à superfície (HUANG; LIU; XIE, 2013), tem respaldo na teoria aplicada à Técnica de Furo Cego: a remoção das camadas promove rearranjo das tensões residuais (KANDIL et al., 2001) e nova condição de equilíbrio estático ao componente (RODRIGUES, 2007). Ao realizar uma sequência de medições de deflexão, o perfil de tensões internas do material remanescente é deduzido da relação proposta por Lu (1996), na Equação 11:

$$\sigma_e = \frac{E}{(1 - \nu)} \left[ -\frac{4 e^2 d\delta}{3 l^2 de} + \frac{8 e (\delta_h - \delta_e)}{l^2} + \frac{8}{3l^2} \int_h^e d\delta \right] \quad (11)$$

Em que  $\sigma_e$  representa a tensão residual que atua na camada removida;  $E$  e  $\nu$  equivalem ao Módulo de Elasticidade e Coeficiente de Poisson do material, respectivamente;  $e'$  é igual à espessura do corpo de prova antes da remoção da camada de espessura  $de$ ;  $h$  refere-se à espessura original do componente;  $e$  correspondente à espessura final após a remoção da camada;  $l$  é igual ao comprimento em que a deflexão será medida;  $d\delta$  é análogo à variação de deflexão pela retirada de uma camada de espessura  $de$ ; e  $\delta_h$  e  $\delta_e$  equivalem às deflexões inicial e final do componente, respectivamente (LU, 1996).

Figura 11 – Técnicas de medição de tensão residual por (a) deflexão e (b) seccionamento



Fonte: Adaptado de Rossini et al. (2012).

Para evitar instabilidades mecânicas e curvaturas multiaxiais durante a execução do procedimento, Withers e Bhadeshia (2001b) ressaltam a conveniência da relação largura/comprimento da amostra manter-se inferior a 0,2. Em termos de largura e espessura, Carlisle (2012) reforça a necessidade de um quociente superior a 10. Além das ressalvas quanto ao dimensionamento das amostras, a literatura ainda sublinha aspectos críticos à implementação da ferramenta, tais quais a baixa confiabilidade à vista de oscilações no campo de tensões longitudinal à camada removida (RODACOSKI, 1997), e a dilatação dos prazos para a obtenção de um retrato completo das tensões que atuam sobre o componente (LU, 1996).

### 2.2.2.3 Seccionamento

Apropriado à análise de um estado uniaxial de tensões (HUANG; LIU; XIE, 2013), o método de Seccionamento (Figura 11b) parte do pressuposto de que os esforços internos à estrutura do material podem ser aliviados mediante corte da amostra em tiras de seção reduzida (TAMURA, 2016). Tal qual o processo de Deflexão, a técnica de Seccionamento prevê o cálculo do perfil de tensões através da manipulação de medidas indiretas. Conforme a diretiva proposta por Ban et al. (2013) e Tebedge, Alpsten e Tall (1973), a deformação resultante ( $\epsilon$ ) é convertida em parâmetros de tensão ( $\sigma_R$ ) via aplicação prática da Lei de Hooke (Equação 12):

$$\sigma_R = E \varepsilon \quad (12)$$

Devido ao arqueamento da amostra seccionada, os autores recomendam o cálculo da deformação a partir da Equação 13, onde  $\delta$  configura a medida de deflexão da amostra, e  $l_f$  e  $l_0$ , as medidas de comprimento final e inicial, respectivamente.

$$\varepsilon = \frac{(l_f - l_0)}{l_0} + \frac{(\delta/l_0)^2}{6(\delta/l_0)^4 + 1} \quad (13)$$

A confiabilidade do método está condicionada ao arranjo das tiras na amostra ensaiada e à modalidade de corte adotada na execução do experimento (BAN et al., 2013; TEBEDGE; ALPSTEN; TALL, 1973). Por definição, o processo de partição não deve introduzir plasticidade ou calor ao material base, sob pena de contaminação do perfil de tensões inerente ao histórico de fabricação (ROSSINI et al., 2012; TAMURA, 2016).

Ainda que a natureza econômica e a baixa complexidade de reprodução favoreçam a aplicação do método, Clarin (2004) questiona a acurácia dos resultados, a julgar pelo fato de que as tensões são ponderadas pela média de deformações na largura da amostra estudada.

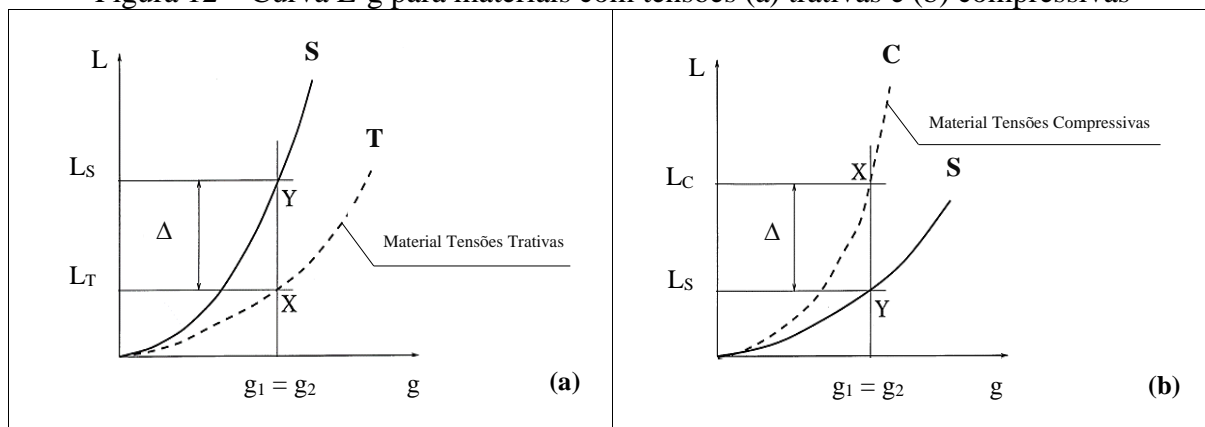
#### 2.2.2.4 Indentação

Conquanto os ensaios de indentação sejam característicos de procedimentos para investigação de propriedades mecânicas, pesquisas recentes vêm reportando progresso na adoção do método para mapeamento de tensões residuais em componentes suscetíveis à deformação em regime plástico (HUBER; HEERENS, 2008). À vista dos limitantes conferidos pelas técnicas já abordadas, os processos de indentação gozam de ação sobre distintas situações práticas. A economia, a simplicidade e a velocidade no diagnóstico das variáveis exploradas conferem ao experimento um largo potencial de aceitação em aplicações de domínio industrial (BOCCIARELLI; MAIER, 2007; SURESH; GIANNAKOPOULOS, 1998).

Em meio às diferentes alternativas de indentação, Huang et al. (2011) relatam bons resultados com a aplicação de ensaios de dureza por microindentação instrumentada. Partindo da premissa que a deformação localizada na superfície é função da carga de indentação, das propriedades do material e da magnitude e direção das tensões residuais presentes na microestrutura ensaiada (SUTERIO, 2005), os autores se utilizam da correlação “carga de

penetração ( $L$ ) versus profundidade atingida ( $g$ )” para corroborar a influência das tensões sobre os parâmetros de indentação. Seja  $S$  a curva de uma amostra não tensionada, Huang et al. (2011) evidenciam variações do comportamento  $L$ - $g$  em corpos de prova com esforços predominantemente trativos (Figura 12a) e compressivos (Figura 12b).

Figura 12 – Curva  $L$ - $g$  para materiais com tensões (a) trativas e (b) compressivas



Fonte: Adaptado de Suresh e Giannakopoulos (1998).

Confrontando a carga de penetração do material tensionado com a carga de penetração do corpo de prova padrão ( $L_S$ ), sendo ambos submetidos a uma mesma profundidade de indentação, os autores constataam que a carga aplicada à área tensionada é resultado da interação entre os esforços praticados no material padrão e os esforços induzidos pelas tensões residuais. Caso a amostra tensionada apresente carga de penetração inferior à amostra padrão, diz-se que o corpo de prova está sujeito a forças de origem trativa ( $L_T$ ). Na eventualidade de um aumento da carga, os esforços são associados a um caráter compressivo ( $L_C$ ).

No que compete à quantificação das tensões analisadas, Carlsson e Larsson (2001) propõem a Equação 14 para uma correlação entre a dureza medida ( $H$ ) e as deformações verdadeiras apuradas na estrutura analisada ( $\varphi$ ):

$$\varphi = \left( \frac{H}{CK} \right)^{\frac{1}{n}} \quad (14)$$

Sabendo que  $\varphi$  é o resultado de uma soma entre as deformações efetivas ( $\varphi_{repr}$ ) e as deformações residuais ( $\varphi_{res}$ ) apuradas nas amostras estudadas; que  $C$  é uma constante que diz respeito à geometria do indentador; e que  $K$  e  $n$  correspondem, respectivamente, aos coeficientes de resistência e encruamento dos materiais analisados, pode-se inferir que as tensões residuais decorrem da relação disposta na Equação 15 (CARLSSON; LARSSON, 2001):

$$\sigma_R = K (\varphi_{res})^n e^{\frac{c^2 - c_0^2}{-0,32} - 1} = K (\varphi - \varphi_{repr})^n e^{\frac{c^2 - c_0^2}{-0,32} - 1} \quad (15)$$

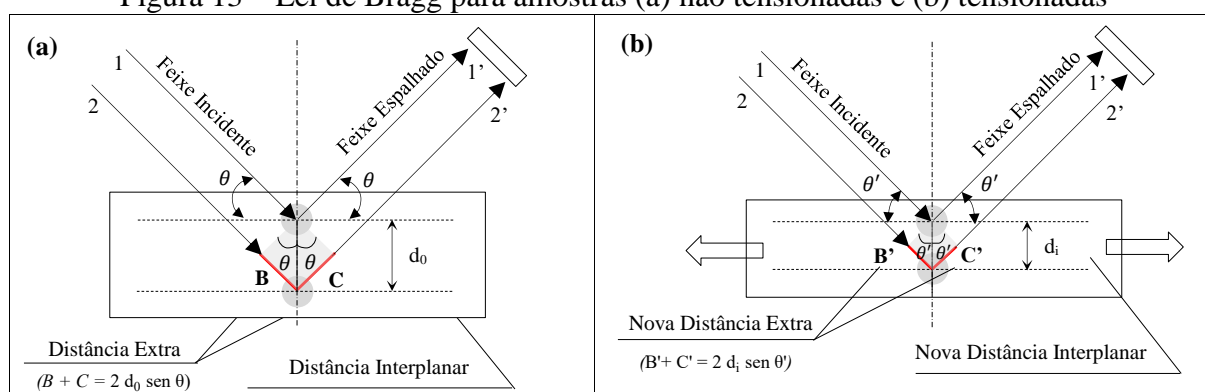
Onde  $c^2$  e  $c_0^2$  satisfazem a relação entre a área de contato real ( $A$ ) e a área de contato projetada ( $A_{nom}$ ) no ensaio de indentação, tomando por base uma amostra tensionada e uma amostra com alívio de tensão, respectivamente.

### 2.2.2.5 Difração de Raios-X (DRX)

No domínio dos procedimentos não invasivos, as técnicas de Difração de Raios-X mensuram tensões residuais mediante análise de deformações elásticas na estrutura cristalina dos materiais (KANDIL et al., 2001). A exposição à radiação admite espalhamento do feixe bombardeado e apuração do ângulo de difração  $\theta$ . À medida que a distância interplanar do reticulado ( $d$ ), o comprimento de onda da radiação ( $\lambda$ ) e o ângulo de espalhamento do feixe relacionam-se pela Lei de Bragg para manutenção do padrão de interferência construtiva (Equação 16 e Figura 13), alterações na posição angular das linhas de difração acarretam variação de espaçamento entre planos e, por consequência, deformações na estrutura avaliada (SOUSA, 2012).

$$\lambda = 2 d \sin \theta \quad (16)$$

Figura 13 – Lei de Bragg para amostras (a) não tensionadas e (b) tensionadas



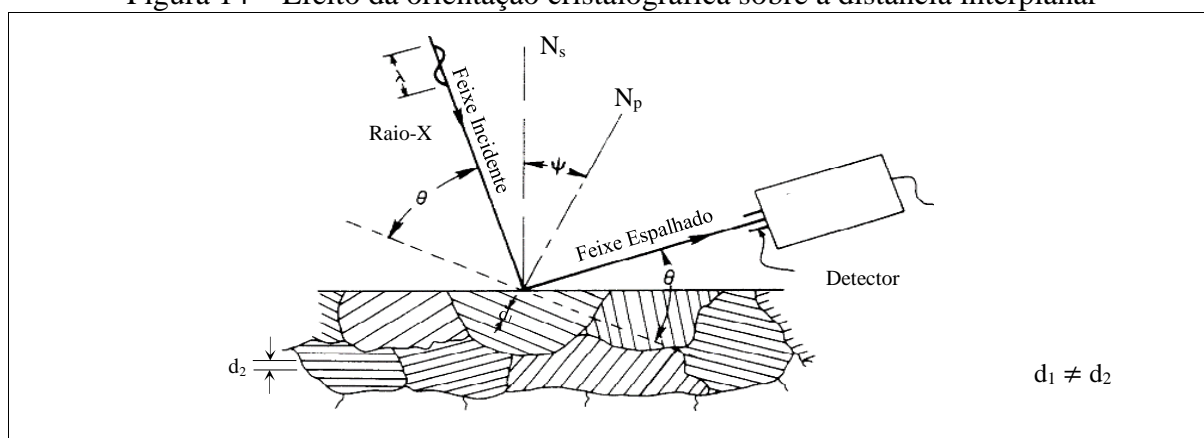
Fonte: Adaptado de Schajer (2013).

Seja  $d_0$  a distância interplanar para uma amostra livre de tensões (Figura 13a),  $d_n$  o espaçamento entre dois planos adjacentes perpendiculares à superfície da amostra tensionada, e  $d_i$  a distância interplanar em um estado qualquer de deformação elástica da estrutura cristalina (Figura 13b), a deformação ( $\varepsilon$ ) aferida pela técnica de difração é resultado da Equação 17 (CULLITY, 1978):

$$\varepsilon = \frac{d_i - d_0}{d_0} = \frac{d_i - d_n}{d_n} \quad (17)$$

Partindo do pressuposto que  $d_i$  é dependente da orientação cristalográfica do plano de difração (Figura 14) e que o diagnóstico de tensões, portanto, transcorre da apuração de medidas de deformação em diferentes direções de análise (WITHERS; BHADSHIA, 2001b), a quantificação de esforços no plano da amostra é resultado da relação proposta por Cullity (1978) e Nunes (2021) na Equação 18.

Figura 14 – Efeito da orientação cristalográfica sobre a distância interplanar



Fonte: Adaptado de Gazzara (1983).

$$\sigma_R = \frac{E}{(1 + \nu) \sin^2 \psi} \left( \frac{d_i - d_n}{d_n} \right) \quad (18)$$

Onde  $\psi$  representa o ângulo formado entre a normal ao plano de difração ( $N_p$ ) e a normal à superfície da amostra ( $N_s$ ), conforme detalhamento disposto na Figura 14.

#### 2.2.2.6 Outros métodos não invasivos

Também enquadradas na lista de procedimentos não destrutivos, as práticas de ultrassom alcançam performance na qualificação de tensões, à medida que aceleram a obtenção de resultados e suavizam custos operacionais (ROSSINI et al. 2012). Fundamentadas no efeito acústico elástico, as técnicas valem-se do princípio de que a velocidade de propagação de uma onda decorre da magnitude e direção dos esforços presentes no sólido ensaiado (ABRAHAM, 2011). Sabendo que a textura cristalográfica, a variação no tamanho dos grãos e a presença de diferentes fases na estrutura cristalina têm efeito semelhante sobre o retardamento da onda ultrassônica, Tamura (2016) restringe a aplicabilidade do método a casos específicos.



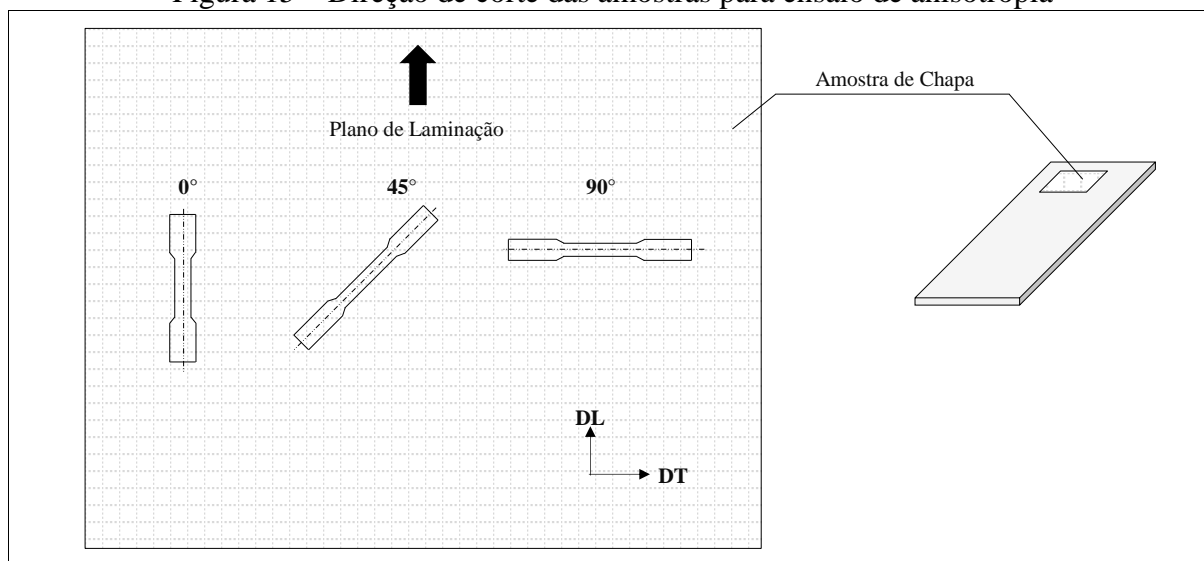
As técnicas magnéticas, por sua vez, apoiam-se na teoria da anisotropia magnética. Na presença de tensões residuais, os materiais têm seus campos magnéticos induzidos modificados (MELADO, 2014). Essa oscilação é convertida em medida de tensão por intermédio da análise de ruído Barkhausen, que envolve avaliação de pulsos elétricos conforme os domínios magnéticos movimentam-se na estrutura do material. A intensidade/amplitude do ruído é dependente das tensões e da microestrutura da amostra analisada (SOARES, 2003).

### 2.3 ANISOTROPIA

A textura cristalográfica decorrente do alongamento dos grãos em processos primários de conformação detém efeito sobre a heterogeneidade de propriedades mecânicas em componentes policristalinos (KOCKS; TOMÉ; WENK, 1998; LORA, 2009). Ao passo que os materiais manifestam distintos níveis de deformação conforme o plano preferencial de conformação, quantificar a anisotropia passa a ser critério básico para dimensionar forças atuantes nos processos de fabricação e compreender a origem dos campos de tensão residual (ATIENZA et al., 2005).

Consoante aos pressupostos de Lora (2009) e Schaeffer, Nunes e Brito (2017), a deformação diferencial dos grãos de um espécime é resultado da investigação do Índice Médio de Anisotropia ( $r_m$ ). Os valores de  $r_m$  provém da média ponderada de uma razão entre as deformações na largura ( $\phi_b$ ) e espessura ( $\phi_s$ ) do componente (Equação 19), considerando corpos de prova retirados em três direções preferenciais: 0° (paralelo), 45° (diagonal) e 90° (transversal) com o sentido de conformação, tal qual *layout* disposto na Figura 15.

Figura 15 – Direção de corte das amostras para ensaio de anisotropia



Fonte: Adaptado de Schaeffer, Nunes e Brito (2017).

$$r_m = \frac{1}{4} \left[ \frac{\Phi_{b0^\circ}}{\Phi_{s0^\circ}} + 2 \frac{\Phi_{b45^\circ}}{\Phi_{s45^\circ}} + \frac{\Phi_{b90^\circ}}{\Phi_{s90^\circ}} \right] \quad (19)$$

Devido à dificuldade de mensurar as variações de espessura durante as dinâmicas experimentais, Schaeffer, Nunes e Brito (2017) ressaltam que o índice  $r_m$  é comumente calculado a partir de uma relação entre as deformações de comprimento ( $\varphi_l$ ) e largura ( $\varphi_b$ ) do componente ensaiado (Equação 20).

$$r_m = \frac{1}{4} \left[ -\frac{\varphi_{b0^\circ}}{(\varphi_{b0^\circ} + \varphi_{l0^\circ})} - 2 \frac{\varphi_{b45^\circ}}{(\varphi_{b45^\circ} + \varphi_{l45^\circ})} - \frac{\varphi_{b90^\circ}}{(\varphi_{b90^\circ} + \varphi_{l90^\circ})} \right] \quad (20)$$

Sendo  $\varphi_l$  e  $\varphi_b$  oriundos das relações matemáticas propostas nas Equações 21 e 22, onde  $b_f$  e  $b_0$  satisfazem às larguras final e inicial da amostra; e  $l_f$  e  $l_0$ , os comprimentos final e inicial.

$$\varphi_b = \ln \frac{b_f}{b_0} \quad (21)$$

$$\varphi_l = \ln \frac{l_f}{l_0} \quad (22)$$

À medida que  $r_m$  cresce, maior é a resistência à deformação na espessura e, portanto, melhor a condição de estampabilidade do componente. Para a maioria dos aços ARBL, os valores de  $r_m$  oscilam na faixa de 1,2 (DAVIS; DESTEFANI; ZORC, 1988), embora índices menores do que 1 sejam reportados por Narayanasamy, Narayanan e Parthasarathi (2007) na análise de aços microligados.

Afora a razão de deformação normal à direção de aplicação da sollicitação mecânica, Davis, Destefani e Zorc (1988) apontam a conveniência de uma análise quanto às deformações no plano da amostra. O Índice de Anisotropia Planar ( $\Delta r$ ) mede a tendência à formação de “orelhas” no embutimento profundo, através do balanço de deformações em três direções do plano em estudo (vide Equação 23, proposta por ASTM E517 (2019)).

$$\Delta r = \frac{1}{2} \left[ -\frac{\varphi_{b0^\circ}}{(\varphi_{b0^\circ} + \varphi_{l0^\circ})} + 2 \frac{\varphi_{b45^\circ}}{(\varphi_{b45^\circ} + \varphi_{l45^\circ})} - \frac{\varphi_{b90^\circ}}{(\varphi_{b90^\circ} + \varphi_{l90^\circ})} \right] \quad (23)$$

Para um  $\Delta r$  próximo de zero, menor a diferença entre as taxas de deformação nos ângulos de corte considerados (FREITAS, 2003). Em geral, aços ARBL apresentam  $\Delta r$  superior

a 0, o que favorece a condição de “orelhamento” a 0 e a 90°, conforme argumento proposto por Fabris (2014).

## 2.4 TESTE DE FISHER

No campo da estatística não paramétrica, o teste exato de Fisher é aplicado à análise de dados discretos quando a associação entre variáveis parte de uma correlação estatística entre a variância observada em cada categoria estudada. Assumindo que os dados amostrais seguem a distribuição de probabilidade de *Student*, é possível estudar o comportamento da variável resposta em relação aos níveis dos tratamentos analisados através do método do valor-P, onde as médias amostrais são comparadas à hipótese nula ( $\mu_i = \mu_j$ ) por intermédio da estatística de teste t – Equação 24, conforme Montgomery e Runger (2010).

$$t = \frac{\bar{y}_i - \bar{y}_j}{\sqrt{\frac{2MS_E}{n}}} \quad (24)$$

Onde  $\bar{y}_i$  e  $\bar{y}_j$  representam a média dos tratamentos  $i$  e  $j$ ,  $MS_E$  corresponde à média quadrática do erro obtido na análise de variância (ANOVA) e  $n$ , ao número de observações contidas no tratamento analisado (MONTGOMERY; RUNGER, 2010).

Com base na Equação 24, pode-se concluir que as médias são estatisticamente diferentes quando o somatório das áreas à esquerda e à direita da estatística de teste t (valor-P) revela-se inferior ao nível de significância estabelecido no experimento. Para ilustrar a condição, consideremos a análise de variância contida na Tabela 2.

Tabela 2 – ANOVA para um experimento genérico

Fonte da Variação	Soma Quadrática	Graus de Liberdade	Média Quadrática	$f_0$
Tratamentos	73,4498	1	73,4498	1,6632
Erro	353,2949	8	44,1619	
<b>Total</b>	426,7447	9		

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Assumindo que cada tratamento apresenta 5 réplicas, e que  $\bar{y}_i$  é igual a -148,29 e  $\bar{y}_j$  equivalente à -153,71, é possível afirmar que a estatística de teste aplicada à tabela ANOVA segue as diretrizes dispostas na Equação 25:

$$t = \frac{\bar{y}_i - \bar{y}_j}{\sqrt{\frac{2MS_E}{n}}} = \frac{-148,29 - (-153,71)}{\sqrt{\frac{2*44,1619}{5}}} = 1,2896 \quad (25)$$

Consultando a distribuição de *Student* para um experimento com 4 graus de liberdade e nível de significância de 1%, pode-se concluir que a estatística de teste se encontra no entremeio dos valores críticos de 1,190 e 1,533. Em face dos resultados, é seguro afirmar que a área à direita de *t* está contida no intervalo de 0,10 a 0,15, o que, em um teste bilateral, denota que o valor-*P* é superior à 0,20 e inferior à 0,30.

Tomando por base o nível de significância do experimento, conclui-se que as médias dos tratamentos analisados são estatisticamente equivalentes. Afora a referida conclusão, constata-se que a hipótese nula do experimento é válida e que os tratamentos analisados são independentes entre si (TRIOLA, 1999).

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

Com vista aos objetivos dispostos na seção 1.3, o capítulo de “Materiais e Métodos” detalha o protocolo adotado para sustentar a confiabilidade dos dados apurados no desfecho da pesquisa.

#### 3.1 CLASSIFICAÇÃO DA PESQUISA

De forma a satisfazer a questão proposta no subitem 1.2, esta pesquisa mune-se de uma natureza aplicada e de um caráter quantitativo. Com respaldo em teorias e ciências básicas, o projeto recorre a estratégias de investigação para gerar conhecimento e hipóteses quantificáveis, cujo emprego é dirigido à solução prática de disfunções específicas (PRODANOV; FREITAS, 2013). Do ponto de vista dos objetivos, a pesquisa é qualificada como exploratória; o pesquisador é instigado a familiarizar-se com as temáticas em estudo para que aprimore ideias e construa novas percepções acerca dos fenômenos ponderados (GIL, 1991).

Em relação aos procedimentos técnicos admitidos na coleta de dados, assume-se que o projeto é de cunho experimental. Através da manipulação de variáveis e da composição de condições de controle, a pesquisa explora a integração entre fenômenos, de forma a corroborar (ou contrapor) as possíveis relações de causa e efeito (PRODANOV; FREITAS, 2013).

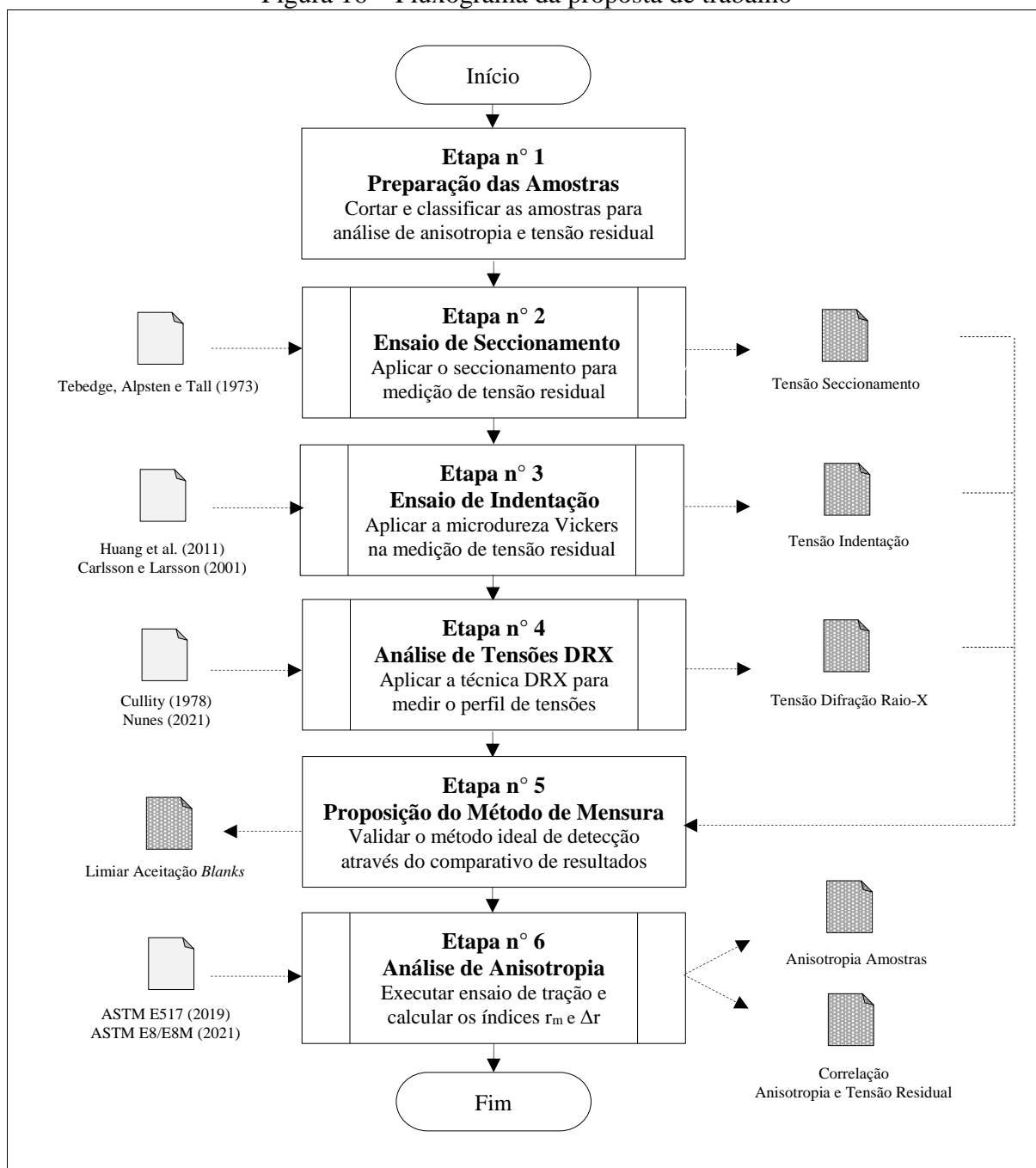
#### 3.2 PROPOSTA DE TRABALHO

Diante da urgência em mitigar as perdas produtivas por altos níveis de tensão residual na matéria prima, a presente pesquisa busca a proposição de um método experimental que esteja apto a detectar ameaças de distorção de forma em chapas do aço microligado LNE380, destinadas ao processo de corte a *laser*. Em cumprimento ao objetivo proposto, a seção 3.2 projeta uma estrutura de trabalho fundamentada em seis etapas sucessivas, quais sejam:

- a) preparação das amostras;
- b) ensaio de seccionamento;
- c) ensaio de indentação por microdureza Vickers;
- d) análise de tensões pelo método de DRX;
- e) proposição do método de detecção de distorção;
- f) análise de anisotropia.

O procedimento padrão é descrito conforme macro estrutura contida na Figura 16.

Figura 16 – Fluxograma da proposta de trabalho



Fonte: Elaborada pela autora (2022).

A primeira etapa envolve a preparação dos corpos de prova considerados nos estudos de anisotropia e tensão residual. Mediante manutenção dos parâmetros e arranjos de corte, dois *blanks* produzidos a partir de bobinas do aço microligado LNE380 são cortados em jato d'água após prévia rotulagem quanto ao desempenho no processo de fabricação a *laser* (classificação apresentada no decurso do Quadro 1).

Em sequência à proposta concebida, a segunda e terceira etapas do plano de trabalho preveem a aplicação de duas possíveis técnicas de avaliação de tensão residual. 22 das 38

amostras produzidas na etapa 1 são subdivididas de modo a permitir a realização dos ensaios de seccionamento e indentação por microdureza Vickers, conforme diretrizes propostas por Carlsson e Larsson (2001), Huang et al. (2011) e Tebedge, Alpsten e Tall (1973).

Quadro 1 – Classificação dos *blanks* utilizados nos ensaios de anisotropia e tensão residual

<b>Classificação do <i>Blank</i></b>	<b>Características</b>
A	<b>Inapropriado ao corte</b> Distorções de forma inviabilizam o processo de corte a <i>laser</i> .
B	<b>Apropriado ao corte</b> O corte a <i>laser</i> ocorre sem distorções de forma aparentes.

Fonte: Adaptado de Amoros (2008).

Imediatamente após a consumação dos procedimentos previstos, a etapa 4 sugere a apuração dos perfis de tensão pelo método de DRX. Com base nas informações percorridas por Cullity (1978) e Nunes (2021), 4 corpos de prova são preparados e analisados, de modo a verificar se as tensões medidas manifestam-se estatisticamente compatíveis com o diagnóstico das técnicas executadas nas etapas anteriores. Dada a sensibilidade e o tempo dedicado ao cumprimento dos testes, o ensaio de DRX é ponderado unicamente como modelo de referência para a validação de acurácia das práticas não normalizadas implementadas nas etapas 2 e 3.

Na sequência das atividades, o plano de trabalho prevê a proposição do método de detecção de distorção ideal. Mediante contraposição dos dados obtidos nos passos 2 e 3 com os diagnósticos oriundos do passo 4, os procedimentos de seccionamento e indentação são julgados quanto à acurácia na identificação de tensões. O resultado da análise, somado à classificação proposta no Quadro 1, é aplicado como critério para a detecção de distorções de forma e para a definição do limite máximo admissível de tensões no processo de corte a *laser*.

Por fim, as 12 amostras remanescentes da etapa 1 são usinadas para a condução dos ensaios de tração e para o respectivo cálculo dos índices  $r_m$  e  $\Delta r$ , conforme procedimento amparado por ASTM E517 (2019) e ASTM E8/E8M (2021). Ainda que a análise figure distante do objetivo proposto, compete aos resultados corroborar ou consolidar a visão de Amoros (2008) e Dawson, MacEwen e Wu (2003) quanto à viabilidade de uma correlação entre anisotropia e tensão residual.

As particularidades correlatas à implementação das seis etapas, tal como os materiais e equipamentos selecionados para a dinâmica experimental, são abordadas no decurso dos tópicos 3.2.1 a 3.2.7.

### 3.2.1 Material utilizado

Atendendo à composição química e às propriedades mecânicas listadas no decurso das Tabelas 3 e 4, o material designado aos ensaios de anisotropia e tensão residual satisfaz as especificações de um aço NBR 6656 LNE380.

Tabela 3 – Composição química dos *blanks* A e B (% em massa)

	<b>C</b> máx	<b>Mn</b> máx	<b>Si</b> máx	<b>Al</b> mín	<b>Nb</b> máx	<b>V</b> máx	<b>Ti</b> máx	<b>Nb + V + Ti</b>
<i>Blank</i> A	0,04	1,37	0,03	0,024	0,045	0,010	0,001	0,055
<i>Blank</i> B	0,05	1,31	0,03	0,029	0,032	0,007	0,001	0,041

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Os *blanks* adotados na condução dos procedimentos experimentais pressupõem origem em bobinas planificadas, cujo processo de laminação é conduzido sob controle de temperatura e deformação (laminação termomecânica). As análises previstas no estudo são resguardadas a amostras de 9,50 mm de espessura, com comprimento e largura estipulados em 4000 e 1500 mm, respectivamente.

Tabela 4 – Propriedades mecânicas dos *blanks* A e B (MPa)

	<b>Limite de Escoamento</b>	<b>Limite de Resistência</b>
<i>Blank</i> A (90°)	453,50	551,60
<i>Blank</i> B (90°)	463,40	551,65

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Vale destacar que a escolha dos *blanks* desconsidera fornecedor e particularidades do processo de aplaino. A proposição do método de detecção de distorções apoia-se tão somente na avaliação das tensões, independentemente da fonte de aprovisionamento do material ou do método de aplaino selecionado.

### 3.2.2 Preparação das amostras

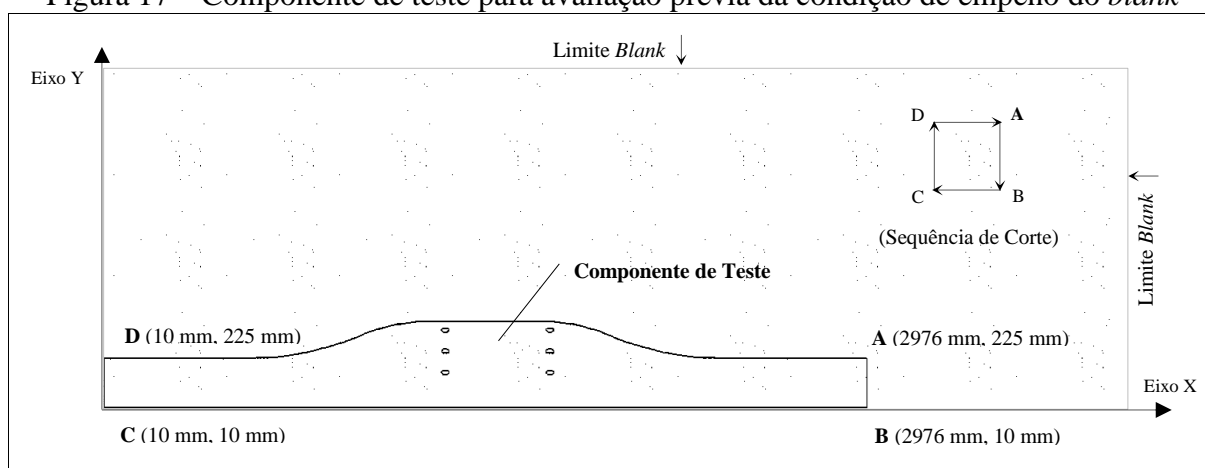
De forma a reproduzir a classificação proposta por Amoros (2008) no Quadro 1, dois *blanks* com dimensões de 4000 por 1500 mm são submetidos a um experimento para diagnóstico preliminar do estado de distorção vigente. Tal como na real condição de processamento, cada *blank* tem seu desempenho avaliado no corte a *laser* através da fabricação de um componente de teste comum ao portfólio da indústria de semireboques (Figura 17). Para os casos em que a fabricação do componente ocorre sem distorção aparente, o *blank* é



classificado como apropriado ao corte (B). Na hipótese de distorção, o rótulo é atrelado a uma condição de inadequabilidade ao processo (A).

Para fins de esclarecimento, o experimento de teste faz-se necessário, à custa da dificuldade em detectar tensões residuais nos *blanks*, durante o corte de amostras com dimensões reduzidas – situação constatada no processo de preparação dos corpos de prova do presente instrumento de pesquisa.

Figura 17 – Componente de teste para avaliação prévia da condição de empeno do *blank*



Fonte: Elaborada pela autora (2022).

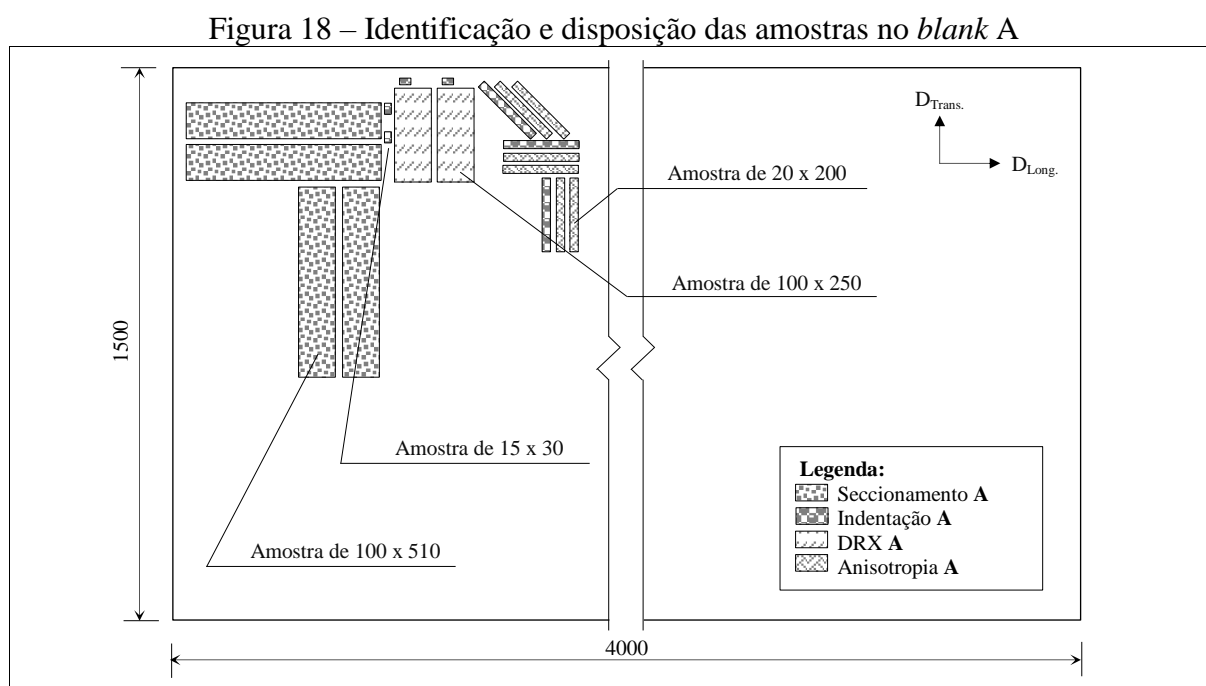
Elucidados os aspectos cabíveis ao corte do componente de teste, a seção 3.2.2 prevê o detalhamento do processo de obtenção das amostras para as dinâmicas experimentais. Partindo do pressuposto que os métodos selecionados para avaliação de tensão nas etapas 2 e 3 são desprovidos de normas técnicas regulamentadoras, e que, por conseguinte, a sistemática para arranjo e dimensionamento dos corpos de prova fica a critério do pesquisador, convencionou-se que os testes de seccionamento devem dispor de um somatório de 8 amostras, sendo 4 oriundas do corte na direção longitudinal à laminação, e 4 derivadas do corte na direção transversal à orientação da conformação. Atendendo às relações geométricas prescritas por Carlisle (2012) e Withers e Bhadeshia (2001b), as amostras são processadas com dimensões de 100 x 510 mm, sendo metade delas provinda do *blank* tipo A e metade, do *blank* tipo B. Para reduzir o efeito das bordas sobre os ensaios, todos os cortes são executados, respeitando uma margem mínima de 30 mm das extremidades lateral e superior.

Tomando por base as mesmas premissas elencadas no corte das amostras para o seccionamento, 4 corpos de prova de 100 x 250 mm são beneficiados para atender as análises de DRX. No tocante às práticas de indentação por microdureza Vickers, o procedimento experimental fica por conta da avaliação de um montante de 8 amostras. Com largura e comprimento estipulados em 15 e 30 mm, respectivamente, os corpos de prova são preparados,

considerando 50% do contingente derivado do *blank* A e 50%, do *blank* B. Afora a totalidade de amostras para as avaliações de seccionamento, indentação por microdureza e DRX, 6 exemplares de 200 x 20 mm são confeccionados de forma a ponderar a média de Narayanasamy e Narayanan (2006) para os coeficientes  $K$  e  $n$  nas duas qualidades de *blanks* selecionados.

Quanto aos ensaios de anisotropia, ASTM E517 (2019) sugere a preparação de corpos de prova com dimensões de 200 x 20 mm. Tal qual as especificações da norma,  $\frac{1}{3}$  das amostras deve ser proveniente do corte paralelo à direção de laminação do material;  $\frac{1}{3}$  deve ser oriundo do beneficiamento transversal; e  $\frac{1}{3}$  deve ser derivado do corte à 45° da direção de conformação. Ao passo que a pesquisa considera 2 categorias de *blanks* para os ensaios de seccionamento, indentação e DRX, as análises de anisotropia devem dispor de 12 corpos de prova, considerando 6 derivados do *blank* A e 6 derivados do *blank* B.

A identificação das amostras e a respectiva disposição nos *layouts* de corte são exploradas no decurso das Figuras 18 e 19.

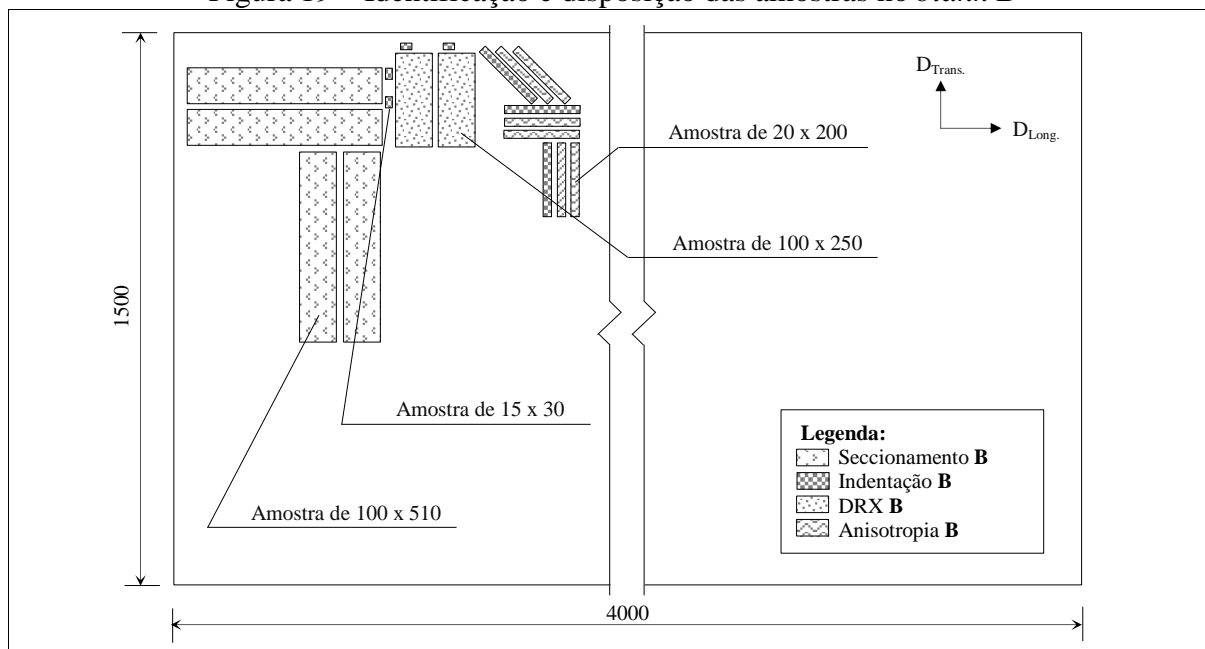


Fonte: Elaborada pela autora (2022).

À exceção do corte do componente de teste para diagnóstico preliminar da condição de empeno dos *blanks*, todas as operações de corte relatadas na etapa 1 são executadas em um equipamento de jato d'água modelo Flow WMC 4020, observando os parâmetros recomendados pelo fabricante. Ainda que a utilização de abrasivos no corte divida opiniões quanto à interferência da mídia sobre o perfil de tensões residuais, para Khan et al. (2021) Hlaváček, Brumek e Horsák (2012) e Pahuja, Ramulu e Hashish (2019), o processo mostra-se

conveniente às análises propostas, haja vista o baixo histórico de tensões residuais sobre a estrutura dos materiais e a ausência de regiões termicamente afetadas.

Figura 19 – Identificação e disposição das amostras no *blank B*



Fonte: Elaborada pela autora (2022).

As Tabelas 5 e 6 exploram os parâmetros adotados no processamento das amostras. Excepcionalmente para o componente de teste, o corte fica a cargo de um equipamento *laser* modelo TruLaser 5040 Fiber (L76).

Tabela 5 – Parâmetros do processo de corte por jato d'água

Característica	Parâmetro
Equipamento	Flow WMC 4020
Diâmetro do Bico de Corte (mm)	0,33
Pressão do Jato (MPa)	345
Velocidade de Corte (mm/min)	170
Abrasivo	Areia
Taxa de escoamento do Abrasivo (kg/min)	0,34

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Tabela 6 - Parâmetros do processo de corte por *laser*

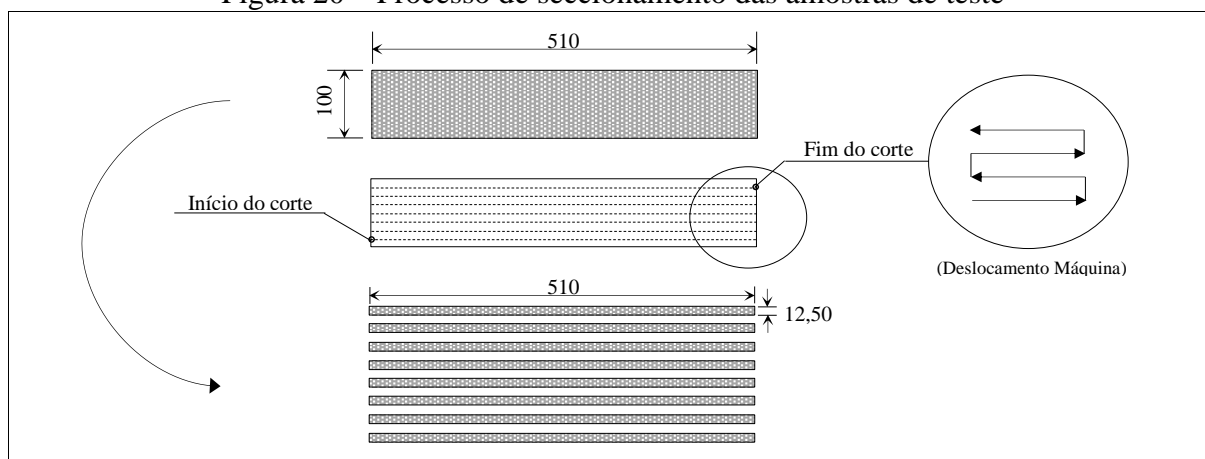
Característica	Parâmetro
Equipamento	TruLaser 5040 Fiber (L76)
Diâmetro do Bico de Corte (mm)	1
Potência (kW)	12
Velocidade de Corte (mm/min)	5500
Gás de Corte	Nitrogênio
Pressão do Gás de Corte (bar)	9,50

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

### 3.2.3 Ensaio de seccionamento

Com o término da etapa de preparação das amostras, iniciam-se as práticas de seccionamento. Tomando por base as diretrizes propostas por Tebedge, Alpsten e Tall (1973), 8 corpos de prova de 100 x 510 mm têm suas seções transversais reduzidas a um  $\frac{1}{8}$  da medida original, através da execução de sucessivos cortes longitudinais em processo de separação por jato d'água (Figura 20).

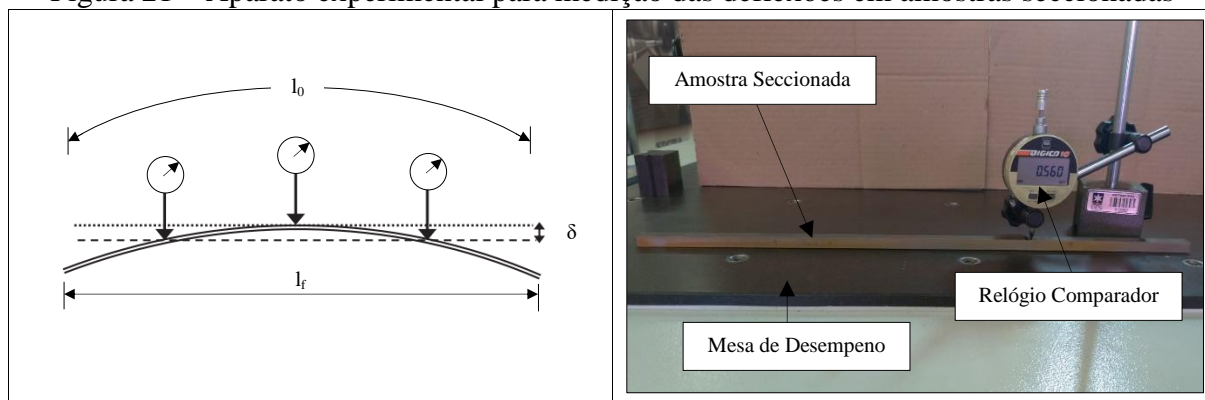
Figura 20 – Processo de seccionamento das amostras de teste



Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Ao término da sequência de cortes, os 64 fragmentos oriundos do seccionamento nos 8 corpos de prova originais são dispostos em uma mesa de desempenho para detecção da variação de planicidade ( $\delta$ ) mediante manuseio de relógio comparador - relógio digital modelo Digico RC1, com capacidade de medição de 12 mm (conforme esquema ilustrado na Figura 21).

Figura 21 – Aparato experimental para medição das deflexões em amostras seccionadas



Fonte: Adaptado de Bouffieux et al. (2016).

Sendo  $l_0$  equivalente à medida de comprimento inicial das amostras - aferida através da remoção de deflexão em uma máquina MMC-ZEISS de medição por coordenadas - e  $l_f$  igual à medida de comprimento final - consequência da aplicação do recurso de flexão no *software*

SolidWorks® -, a deformação ( $\epsilon$ ) resultante do alívio de tensão em cada seção analisada é consequência da relação disposta na Equação 13. Se o grau de dependência entre deformação e tensão é expresso pela Lei de Hooke, o cálculo do perfil de tensões nas amostras seccionadas é produto direto da Equação 12.

O retrato completo das tensões nos 8 corpos de prova analisados provém de uma dupla plotagem bidimensional, onde  $y$  ilustra as tensões residuais observadas nos cortes paralelos e transversais à direção de laminação, e  $x$  representa as coordenadas ao longo da largura e comprimento dos *blanks* analisados.

### 3.2.4 Ensaio de indentação por microdureza Vickers

Tão logo os dados do ensaio de seccionamento sejam compilados à pesquisa, as análises de tensão passam pelo parecer da técnica de indentação. Em concordância com os estudos de Carlsson e Larsson (2001), 6 amostras de 200 x 20 mm têm suas curvas de escoamento ajustadas a fim de ponderar os coeficientes de resistência e encruamento para as duas categorias de *blank* definidas no Quadro 1.

Aplicando as Equações 26 e 27 às variáveis obtidas no ensaio de tração das amostras retiradas a 0, 45 e 90° da direção de laminação, é possível estabelecer uma média ponderada das variáveis mecânicas requeridas no cálculo da Equação 14 (NARAYANASAMY; NARAYANAN, 2006).

$$K = \frac{1}{4} (K_{0^\circ} + 2 K_{45^\circ} + K_{90^\circ}) \quad (26)$$

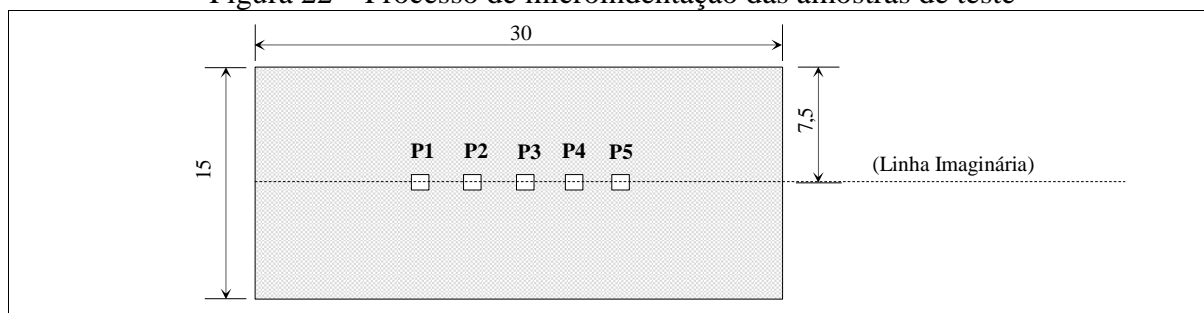
$$n = \frac{1}{4} (n_{0^\circ} + 2 n_{45^\circ} + n_{90^\circ}) \quad (27)$$

Aliado à definição do valor médio dos coeficientes  $K$  e  $n$ , 8 amostras de 15 x 30 mm têm suas durezas médias computadas por intermédio de uma sequência de 5 microindentações em escala Vickers ao centro da linha longitudinal imaginária disposta na Figura 22. Aplicando uma carga de 0,5 kgf nos pontos 1 a 5, um microdurômetro Mitutoyo HMV-2 fornece os números de dureza média (HV) necessários à apuração do perfil de deformações verdadeiras nos 8 corpos de prova selecionados.

Sabendo que em ensaios de dureza Vickers os valores de  $C$  e de  $\phi_{\text{repr}}$  são definidos como 3 e 0,08, respectivamente (TABOR, 1951), e que  $c_0^2$  é estimado como, aproximadamente,

1 (LIU et al., 2011), é possível prever  $\sigma_R$  através da relação disposta na Equação 15. Para o balanço de  $c^2$ , Carlsson e Larsson (2001) recomendam a adoção da Equação 28, onde  $A$  provém da razão entre a dureza medida e a carga de penetração aplicada, e  $A_{nom}$  decorre da correlação proposta na Equação 29 (CARLSSON; LARSSON, 2001; DALY, 2014).

Figura 22 – Processo de microindentação das amostras de teste



Fonte: Elaborada pela autora (2022).

$$c^2 = \frac{A}{A_{nom}} \quad (28)$$

$$A_{nom} = \frac{16 A \sin\left(\frac{136^\circ}{2}\right)}{\tan^2\left(\frac{136^\circ}{2}\right) \tan^2(22^\circ)} \quad (29)$$

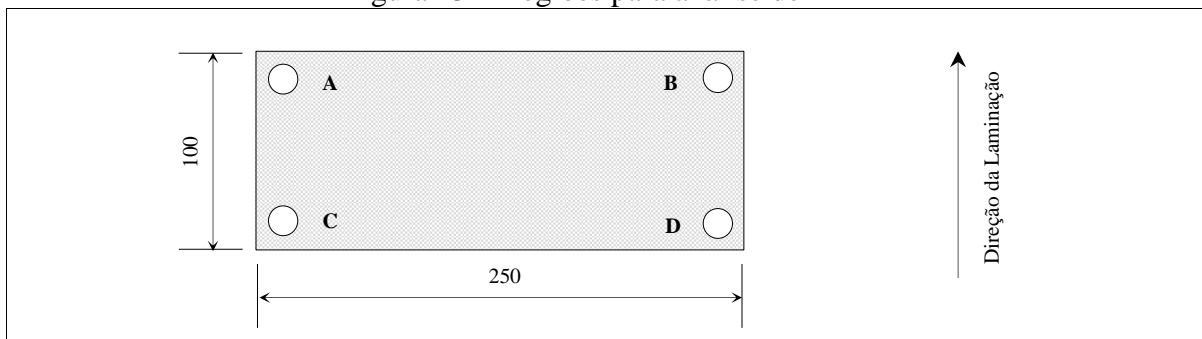
Ainda que os números computados já sinalizem a natureza dos esforços estudados, é válido corroborar os resultados mediante a aplicação do método proposto por Huang et al. (2011). Sobrepondo a curva L-g das amostras tensionadas à curva L-g do corpo de prova padrão - exemplar submetido a 3 horas de tratamento térmico em forno, considerando temperatura de 550°C e resfriamento lento (mais de 24 h) -, é possível apurar o sinal das tensões, analisando o comportamento das curvas em face do padrão disposto na Figura 12. Na hipótese de a amostra tensionada apresentar carga de penetração inferior à amostra padrão, diz-se que o corpo de prova estará sujeito a forças de origem trativa. No caso de um aumento da carga, as tensões estarão associadas a uma natureza compressiva.

### 3.2.5 Análise de tensões pelo método de DRX

Transcorridas as análises de seccionamento e indentação, executam-se as práticas de DRX. Para a medição das tensões nas 4 amostras do aço LNE380, um difratômetro Rigaku MSF-3M é parametrizado a partir do método de geometria psi ( $\psi$ ). Com inclinações em  $\psi$  oscilando entre 0 e 45°, o equipamento de teste é posicionado sobre os corpos de prova de forma a ponderar os picos de difração  $2\theta$  em intervalos de sondagem de 145 a 165°.

Para cada uma das 4 regiões demarcadas na Figura 23, um gráfico de  $2\theta$  versus  $\sin^2 \psi$  fornece o valor da constante  $m$  que compõe a Equação 30.

Figura 23 – Regiões para análise de DRX



Fonte: Elaborada pela autora (2022).

$$m = \frac{\delta 2\theta}{\delta \sin^2 \psi} \quad (30)$$

Sabendo que a deformação das amostras analisadas (Equação 17) pode ser reescrita com base na Lei de Bragg (Equação 31), a tensão residual medida em cada um dos pontos do plano da amostra passa a ser consequência da aplicação da Equação 32 (OLIVEIRA, 2011):

$$\varepsilon = - \cot \theta (\Delta\theta) \quad (31)$$

$$\sigma_R = - m \frac{E}{2(1+\nu)} \frac{\pi}{180} \cot \theta \quad (32)$$

Para atender ao critério de análise do método de geometria  $\psi$ , as 4 amostras são avaliadas conforme condições descritas na Tabela 7.

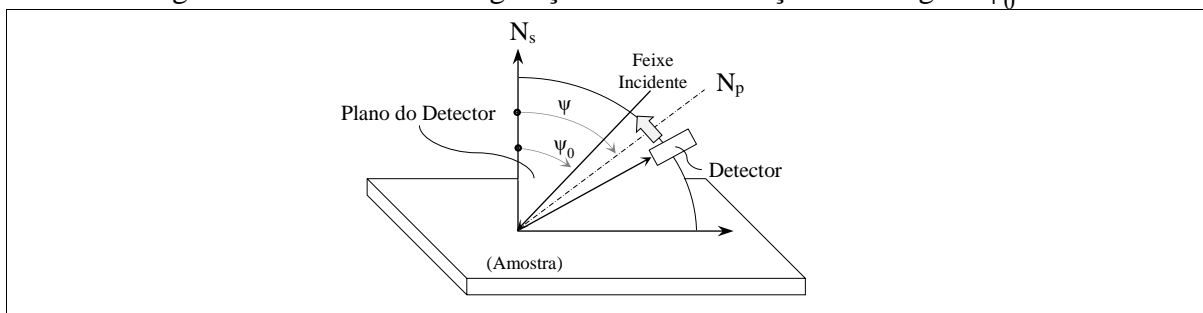
Tabela 7 – Parâmetros do difratômetro para análise de tensão residual via DRX

Característica	Parâmetro
Equipamento	Rigaku MSF-3M
Radiação	Cr ( $\lambda = 0,2289649$ nm)
Filtro	V
Tensão do Tubo (kVA)	30
Corrente do Tubo (mA)	6
Pico de Difração $2\theta$	156,4°
Ângulos $\psi$	0° – 18,4° – 26,6° – 33,2° – 39,2° – 45°
Constantes do material	$E = 210$ GPa, $\nu = 0,28$

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

A sondagem do pico de difração é satisfeita mediante aplicação da configuração de iso-inclinação com  $\psi_0$  fixo (Figura 24) - *i.e.*, para um determinado ângulo de incidência  $\psi_0$ , o ângulo de difração do sólido cristalino é medido através do movimento relativo do detector no plano formado entre a normal à superfície da amostra e a normal ao plano de difração. O processo transcorre em incrementos de  $0,2^\circ$ , com tempo fixo de 0,5 segundos por passo.

Figura 24 – DRX em configuração de iso-inclinação com ângulo  $\psi_0$  fixo



Fonte: Adaptado de Kato et al. (2008).

### 3.2.6 Proposição do método de detecção de distorção

De posse dos resultados observados no ensaio de DRX, as técnicas de seccionamento e indentação por microdureza Vickers são confrontadas quanto à acurácia das tensões calculadas. Este quesito, associado à análise empírica do processo de corte do componente de teste, direciona a definição da prática ideal para a identificação das tensões residuais nos aços LNE380 – a coesão entre os resultados teóricos e práticos é essencial para a aprovação do modelo proposto.

Correlacionados à designação do procedimento de mensura ideal, os resultados oriundos das dinâmicas experimentais também amparam o limiar de aceitação dos *blanks*. Tensões residuais superiores às observadas em amostras do tipo B anulam as possibilidades de beneficiamento do material em equipamentos de corte a *laser*. Tensões iguais ou inferiores às observadas em espécimes do tipo B são ideais para a manutenção da estabilidade dimensional do componente e para a boa condução dos processos de corte.

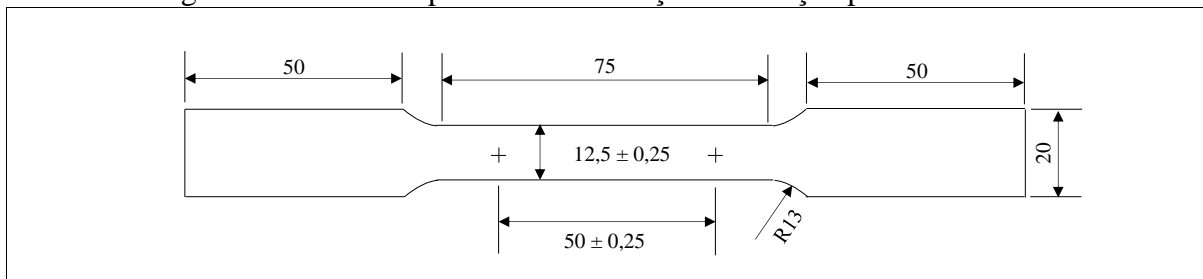
### 3.2.7 Análise de anisotropia

Para a condução dos ensaios de anisotropia, ASTM E517 (2019) e ASTM E8/E8M (2021) recomendam a preparação mecânica dos espécimes brutos. Nesta linha, as 12 amostras de 200 x 20 mm são previamente direcionadas à usinagem para remoção de rebarbas e superfícies ásperas. Consoante às especificações previstas, as amostras são beneficiadas de



forma a assumir seção paralela reduzida de 12,5 mm de largura e 50 mm de comprimento de bitola, tal e qual *layout* discriminado na Figura 25.

Figura 25 – Amostra para ensaio de tração com seção paralela reduzida



Fonte: Adaptado de ASTM E517 (2019).

Posterior à preparação, os corpos de prova são conduzidos a uma Máquina Universal de Ensaio Mecânico EMIC DL 2000 para a execução das práticas de análise de resistência à tração. Em antecipação ao estiramento, as amostras são aferidas quanto às proporções originais. A largura da seção reduzida é computada em três regiões uniformemente espaçadas ao longo do comprimento da bitola. A média aritmética das três aferições é adotada como grandeza padrão para o cálculo da razão de deformação plástica. Quanto ao comprimento da bitola, ASTM E517 (2019) admite uma aferição única como fonte de informação para a apuração da grandeza explorada.

Definidas as proporções originais, executam-se os estiramentos axiais. Para uma taxa de deformação de 0,5 mm/mm/min, os corpos de prova são tracionados até que alcancem um alongamento superior à deformação máxima característica do regime elástico (deformações de 15% são comumente indicadas para os aços ARBL). Com a remoção da carga aplicada, a largura da seção reduzida e o comprimento da bitola são novamente aferidos. Marcas são levemente riscadas à superfície do espécime para garantir posicionamento idêntico do instrumento de medida, antes e após a execução do procedimento experimental.

De posse das variações dimensionais, calculam-se as deformações de largura ( $\phi_b$ ) e comprimento ( $\phi_l$ ), conforme as Equações 21 e 22. A partir dos resultados computados, quantificam-se os índices  $r_m$  e  $\Delta r$ , através das relações matemáticas propostas no transcorrer das Equações 20 e 23. A avaliação dos resultados finais se dá pelo comparativo com as medidas usualmente previstas para um aço ARBL (Tabela 8).

Tabela 8 – Anisotropia para aços ARBL

Material	Anisotropia Normal ( $r_m$ )	Anisotropia Planar ( $\Delta r$ )
Aço Alta Resistência Baixa Liga	1,2	0,2

Fonte: Davis, Destefani e Zorc (1988).

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Haja vista a estrutura contemplada na Figura 16, a presente seção explora a apresentação dos resultados pertinentes à implementação do método de trabalho.

Os pareceres aqui descritos são fundamentados em análises estatísticas, considerando um nível de significância padrão de 1%. Vale lembrar que a classificação de desvio padrão segue a análise do coeficiente de variação (CV) proposta por Gomes (1990).

### 4.1 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS

Em cumprimento às atividades previstas na seção 3.2.2, a Figura 26 ilustra o comportamento do aço LNE380 durante o processamento do componente de teste. No primeiro registro (Figura 26a), a curvatura longitudinal da peça demarca a heterogeneidade de tensões na espessura do *blank* e a clara probabilidade de colisão do sistema (o arqueamento de 21,50 mm supera o *stand-off* de 0,7 mm do processo de corte, conforme esquema exemplificado na Figura 27). No segundo registro (Figura 26b), os indícios de boa planicidade assinalam o equilíbrio de tensões na espessura do *blank* e o prognóstico de manutenção da integridade física do equipamento (menor probabilidade de colisão do sistema).

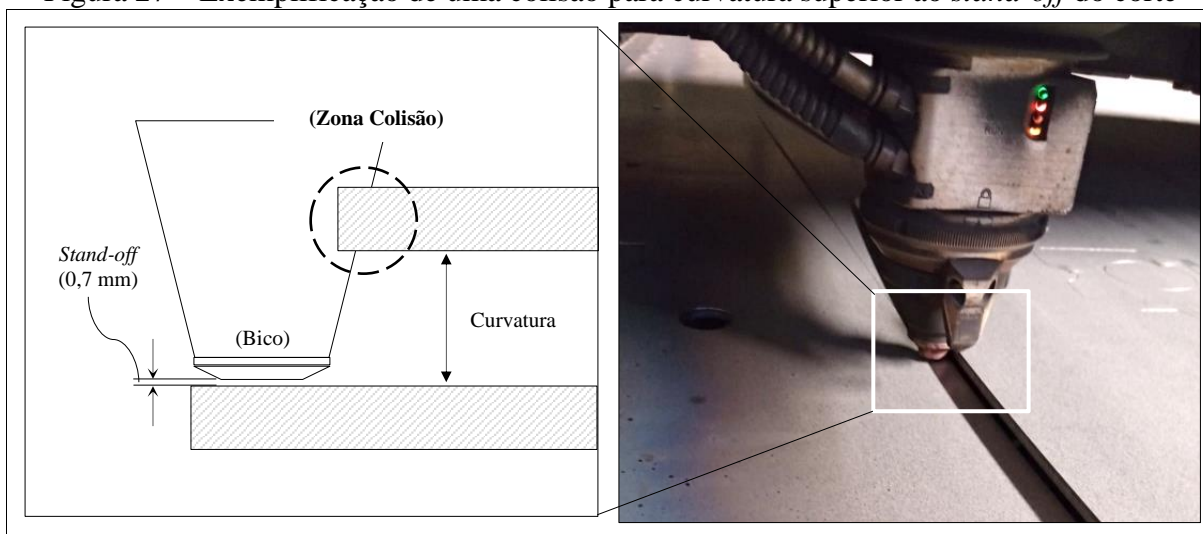
Em vista do comportamento exposto, a classificação do Quadro 1 recai sobre as amostras na proporção em que o *blank* da Figura 26a contrai o rótulo de matéria prima inapropriada ao corte (A) e o *blank* da Figura 26b, o título de recurso apto ao processo de corte (B).

Figura 26 – Corte do componente de teste (a) no *blank* A e (b) no *blank* B



Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Figura 27 – Exemplificação de uma colisão para curvatura superior ao *stand-off* do corte



Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Em consonância com a classificação instituída, a Figura 28 ilustra alguns dos registros do processo de preparação e identificação dos corpos de prova. Ênfase para o equipamento e para a disposição dos *blanks* na mesa de corte.

Figura 28 – Preparação das amostras em processo de corte por jato d'água

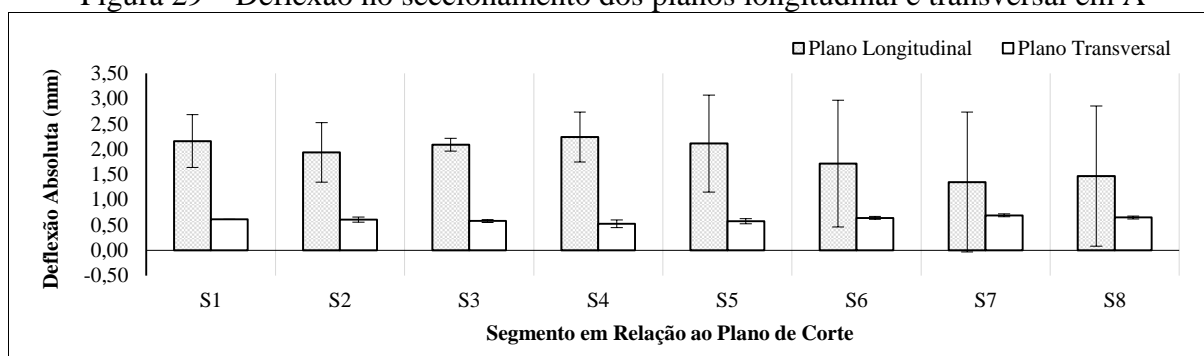


Fonte: Elaborada pela autora (2022).

## 4.2 ENSAIO DE SECCIONAMENTO

As Figuras 29 e 30 ilustram a magnitude média das deflexões observadas durante o processo de seccionamento. Partindo do pressuposto que os cortes longitudinais conferem aos *blanks* A e B intervalos de deflexão média na ordem de 1,35 a 2,24 mm (*blank* A) e de 0,40 a 1,85 mm (*blank* B), e que, para os planos de corte transversais, a intensidade das deflexões está associada às faixas de 0,53 a 0,69 mm (*blank* A) e de 0,30 a 0,40 mm (*blank* B), é possível testemunhar expressiva redução nos índices de arqueamento do *blank* A à medida que os planos de corte migram de uma orientação paralela para uma orientação perpendicular ao sentido da laminação – parecer fundamentado no valor-P, conforme análise n° 1 da Tabela 9.

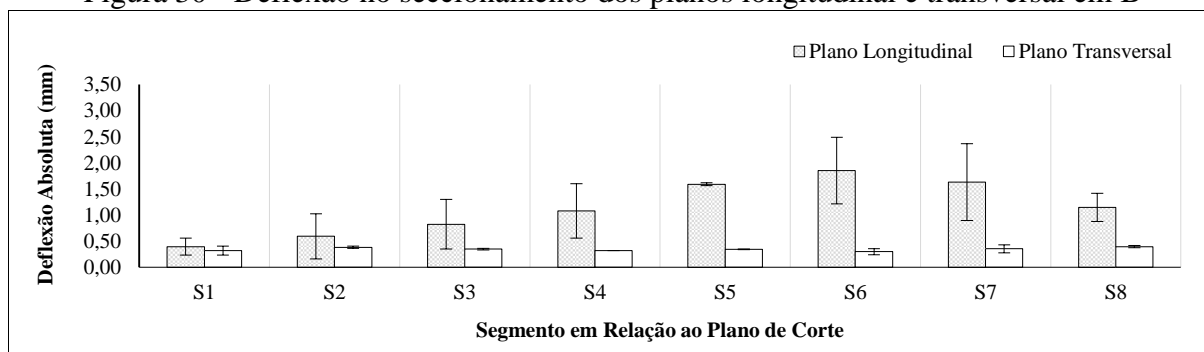
Figura 29 – Deflexão no seccionamento dos planos longitudinal e transversal em A



Fonte: Elaborada pela autora (2022).

À semelhança dos resultados reproduzidos para o *blank* A, as análises estatísticas alusivas à ação do corte sobre o *blank* B também revelam significativa influência do plano de laminação sobre o perfil de deflexões médias. À medida que o arqueamento das amostras é intensificado na execução dos cortes longitudinais, as comparações múltiplas de Fisher entre as deflexões apuradas nas diferentes direções de seccionamento apontam uma irrisória probabilidade de equiparação entre as médias amostrais (diagnóstico respaldado pelo valor-P, considerando a análise n° 2 da Tabela 9).

Figura 30 - Deflexão no seccionamento dos planos longitudinal e transversal em B



Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Tabela 9 – Teste-F da deflexão para a correlação entre os planos de corte no seccionamento

Nº Análise	Blank Envolvido	Diferença entre Níveis	valor-P
1	A	$A_{\text{long.}} - A_{\text{trans.}}$	0,0000
2	B	$B_{\text{long.}} - B_{\text{trans.}}$	0,0007

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

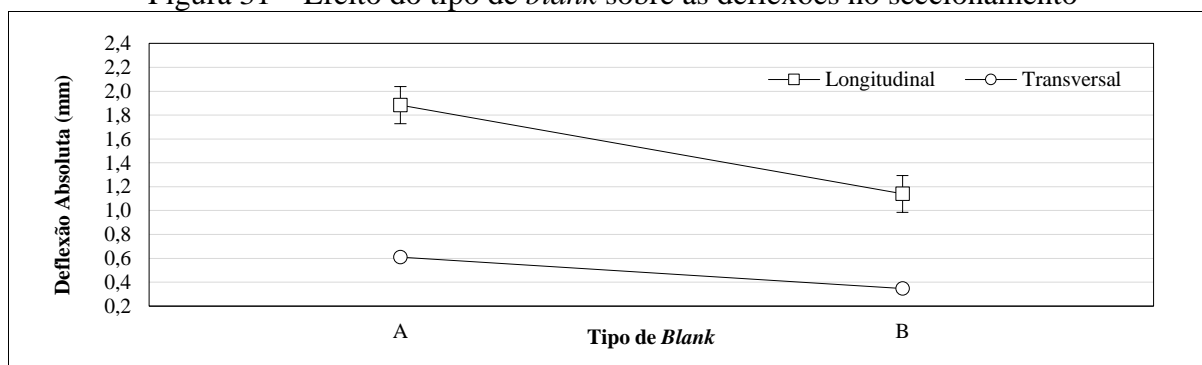
Em sintonia com o comportamento registrado no processamento do componente de teste (Figuras 26a e 26b), as comparações múltiplas de Fisher aplicadas à correlação entre a qualidade do material e o perfil médio de deflexões apoiam a hipótese de que a classificação do *blank* também interfere na magnitude das deflexões aferidas. Da mesma forma que o arqueamento nos cortes longitudinais coloca o *blank* A em uma condição de maior deformação do que o *blank* B (análise nº 1 da Tabela 10), as deflexões observadas nos planos de corte transversais ilustram uma nítida redução das deformações médias à proporção que a análise dos cortes é transferida de A para B (análise nº 2 da Tabela 10).

Tabela 10 – Teste-F da deflexão para a correlação entre os tipos de *blank* no seccionamento

Nº Análise	Blank Envolvido	Diferença entre Níveis	valor-P
1	A e B	$A_{\text{long.}} - B_{\text{long.}}$	0,0043
2	A e B	$A_{\text{trans.}} - B_{\text{trans.}}$	0,0000

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Ao mesmo tempo em que as estatísticas de teste levam à conclusão de que a direção de corte e a classificação do *blank* têm efeito significativo sobre o parâmetro de interesse, as médias amostrais da Figura 31 sustentam a teoria de que a combinação dos fatores “corte na direção longitudinal” e “corte em *blanks* da categoria A” tem correlação direta com o expressivo aumento dos níveis de deflexão nas amostras do aço LNE380.

Figura 31 – Efeito do tipo de *blank* sobre as deflexões no seccionamento

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Por efeito das observações discorridas, o perfil de tensões residuais no *blank* A manifesta ligeira discrepância em relação ao comportamento dos esforços observados no *blank*

B. Com tensões absolutas na ordem de 43,73 a 73,27 MPa, as tensões médias longitudinais em A revelam-se estatisticamente superiores às tensões médias longitudinais em B, cujos índices absolutos flutuam no entremeio das faixas de 12,69 a 63,39 MPa (análise n° 1 da Tabela 11).

Tabela 11 – Teste-F da tensão para a correlação entre os tipos de *blank* no seccionamento

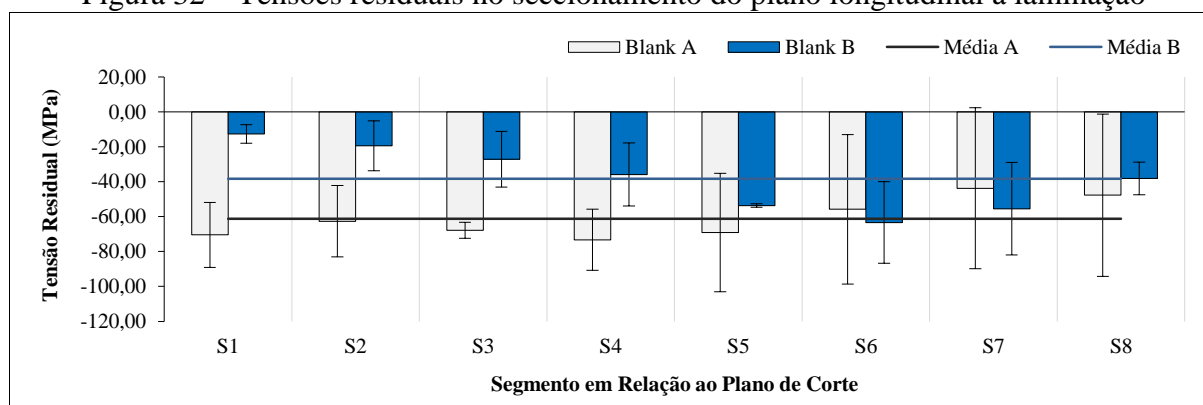
N° Análise	Blank Envolvido	Diferença entre Níveis	valor-P
1	A e B	$A_{\text{long.}} - B_{\text{long.}}$	0,0082
2	A e B	$A_{\text{trans.}} - B_{\text{trans.}}$	0,0000

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Para além das variações de intensidade, a análise gráfica da Figura 32 revela diferenças quanto à evolução das tensões durante o processo de seccionamento. Se para os cortes longitudinais em A, o avanço do seccionamento coincide com a redução de intensidade dos esforços médios, para B, há uma clara tendência de aumento das tensões médias à proporção que os cortes evoluem na largura da amostra. Tomando por base a sequência de seccionamento e a disposição dos corpos de prova no *blank*, é plausível assumir que, ao menos localmente, as deformações em B se intensificam com a proximidade às bordas do *blank*, enquanto que, em A, as deformações crescem com o aumento da distância em relação às bordas.

Afora o padrão de evolução característico, os desvios padrões atrelados às médias amostrais de A e B revelam um perfil de tensões assinalado por uma dispersão intensa dos corpos de prova ensaiados – de acordo com a classificação de Gomes (1990), o elevado desvio padrão está associado a um CV médio de 42,02% para o *blank* B e de 52,23% para o *blank* A - e por uma subsequente heterogeneidade de esforços ao longo da largura do laminado.

Figura 32 – Tensões residuais no seccionamento do plano longitudinal à laminação



Fonte: Elaborada pela autora (2022).

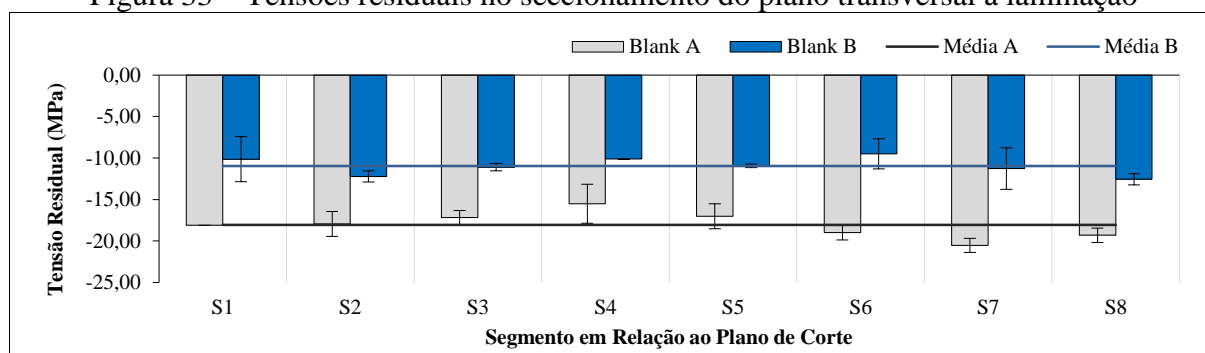
No que tange a natureza das tensões, a Figura 32 registra a presença de esforços predominantemente compressivos nas amostras de corte longitudinal. Assumindo que o sinal das tensões residuais é usualmente oposto ao sinal das deformações plásticas que estão atreladas

a sua formação (DIETER, 1981; KIRK, 2004), pode-se concluir que o estado compressivo do aço LNE380 é consequência do tracionamento das fibras superficiais do material durante as operações de laminação termomecânica e bobinamento.

Da mesma forma que a natureza compressiva assoma aos cortes de origem longitudinal, o seccionamento em condição transversal traz à tona um perfil local de tensões caracterizado pela natureza não tratativa, pela uniformidade dos esforços no decurso do seccionamento e pelo baixo e médio desvio padrão associado às médias amostrais (CV médio de 6,32% para o *blank A* e de 10,65% para o *blank B*) - resultado que converge à ideia de alta e média homogeneidade das tensões no comprimento do laminado.

Sejam os esforços no *blank A* da ordem de 15,51 a 20,53 MPa, e os esforços no *blank B*, de 9,50 a 12,56 MPa, é seguro afirmar que a diferença estatística entre A e B coloca o *blank A* em uma já prenunciada condição de maior deformação e tensão residual (conforme Figura 33 e análise n° 2 da Tabela 11).

Figura 33 – Tensões residuais no seccionamento do plano transversal à laminação



Fonte: Elaborada pela autora (2022).

No que se refere às variações de tensão quanto aos planos de corte, a Tabela 12 reforça a maior intensidade dos esforços longitudinais quando comparados aos esforços apurados nos cortes transversais, sejam eles avaliados sob a ótica do *blank A* (análise n° 1) ou sob o viés do *blank B* (análise n° 2) – *i.e.*, para ambos os casos, há menos de 0,08% de probabilidade de as tensões longitudinais equipararem-se às tensões de origem transversal.

Tabela 12 – Teste-F da tensão para a correlação entre os planos de corte no seccionamento

N° Análise	Blank Envolvido	Diferença entre Níveis	valor-P
1	A	$A_{\text{long.}} - A_{\text{trans.}}$	0,0000
2	B	$B_{\text{long.}} - B_{\text{trans.}}$	0,0008

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Trazendo os resultados da Tabela 11 para uma análise normalizada quanto ao limite de escoamento dos materiais - tensão normalizada (TN) -, pode-se concluir que, além da



intensidade dos esforços ser estatisticamente superior no *blank* A, as diferenças quanto à tensão de escoamento elevam a probabilidade de A manifestar distorções de forma durante os cortes a 0 e 90° da direção de laminação (conforme as análises 1 e 2 da Tabela 13).

Tabela 13 – Teste-F da TN para a correlação entre os tipos de *blank* no seccionamento

Nº Análise	Blank Envolvido	Diferença entre Níveis	valor-P
1	A e B	$A_{\text{long.}} - B_{\text{long.}}$	0,0096
2	A e B	$A_{\text{trans.}} - B_{\text{trans.}}$	0,0000

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Sob a perspectiva da Tabela 12, também é plausível assumir que as variações do limite de escoamento aumentam a probabilidade de A e B apresentarem distorções de forma durante os cortes a 0° da direção de laminação (resultado com respaldo nas análises 1 e 2 da Tabela 14).

Tabela 14 – Teste-F da TN para a correlação entre os planos de corte no seccionamento

Nº Análise	Blank Envolvido	Diferença entre Níveis	valor-P
1	A	$A_{\text{long.}} - A_{\text{trans.}}$	0,0000
2	B	$B_{\text{long.}} - B_{\text{trans.}}$	0,0010

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Em face das correlações e efeitos apresentados, o Quadro 2 explora a síntese das análises assimiladas pelo processo de seccionamento. A julgar pelo comportamento observado, é razoável supor que a diferença estatística entre os esforços em A e B coloca o *blank* A em uma condição de maior criticidade quanto à estabilidade de forma nos processos de corte a *laser*, particularmente no que tange o processamento de componentes em planos paralelos à direção de laminação – resultado que converge às observações de Milenin et al. (2016).

Quadro 2 – Súmula das análises do processo de seccionamento

Fonte de Variação	Deflexão	Tensão Residual	Tensão Residual Normalizada
Planos de Corte	$A_{\text{long.}} > A_{\text{trans.}}$ (valor-P: 0,0000)	$A_{\text{long.}} > A_{\text{trans.}}$ (valor-P: 0,0000)	$A_{\text{long.}} > A_{\text{trans.}}$ (valor-P: 0,0000)
	$B_{\text{long.}} > B_{\text{trans.}}$ (valor-P: 0,0007)	$B_{\text{long.}} > B_{\text{trans.}}$ (valor-P: 0,0008)	$B_{\text{long.}} > B_{\text{trans.}}$ (valor-P: 0,0010)
Tipo de Blank	$A_{\text{long.}} > B_{\text{long.}}$ (valor-P: 0,0043)	$A_{\text{long.}} > B_{\text{long.}}$ (valor-P: 0,0082)	$A_{\text{long.}} > B_{\text{long.}}$ (valor-P: 0,0096)
	$A_{\text{trans.}} > B_{\text{trans.}}$ (valor-P: 0,0000)	$A_{\text{trans.}} > B_{\text{trans.}}$ (valor-P: 0,0000)	$A_{\text{trans.}} > B_{\text{trans.}}$ (valor-P: 0,0000)

Fonte: Elaborado pela autora (2022).

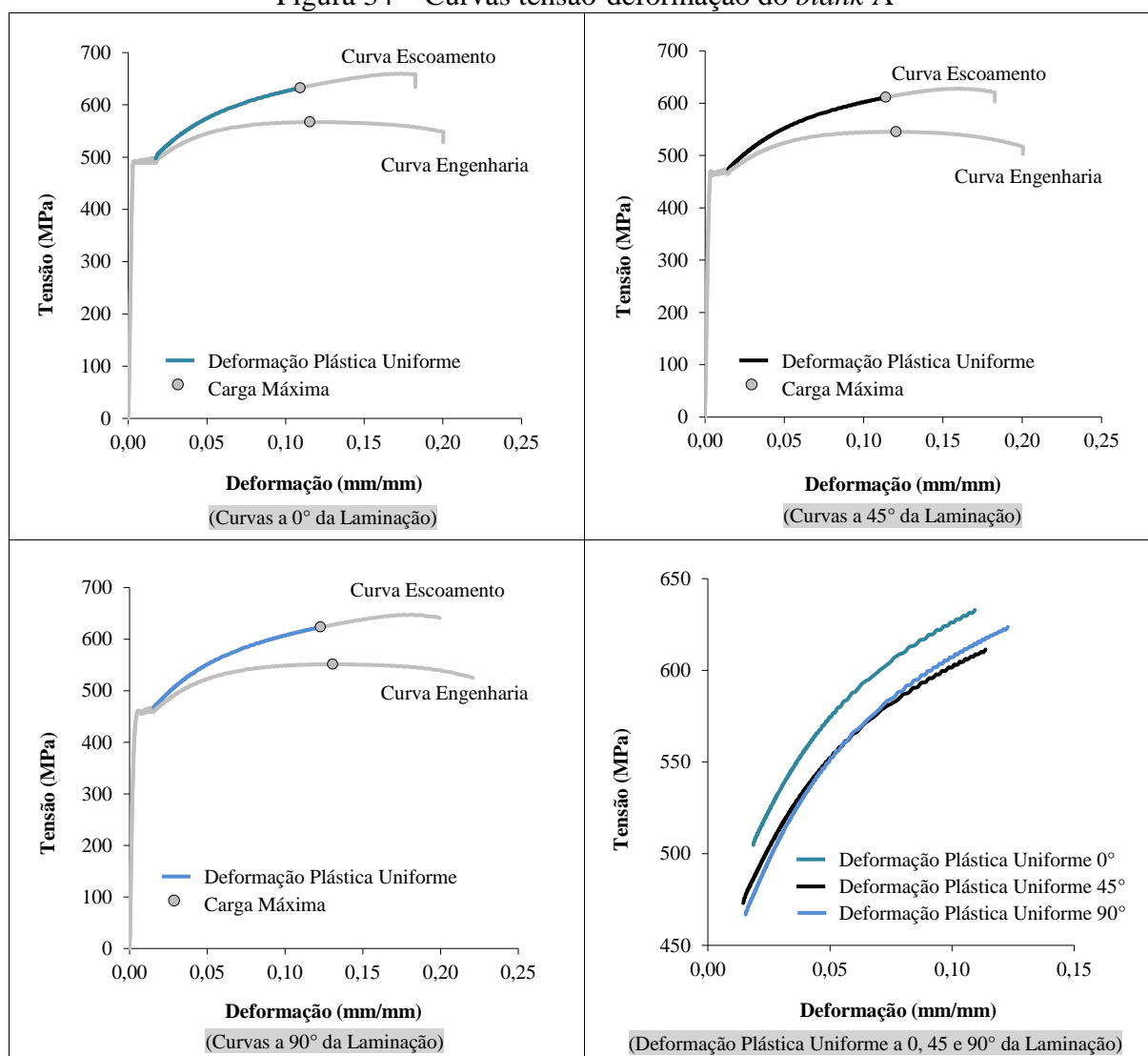


### 4.3 ENSAIO DE INDENTAÇÃO

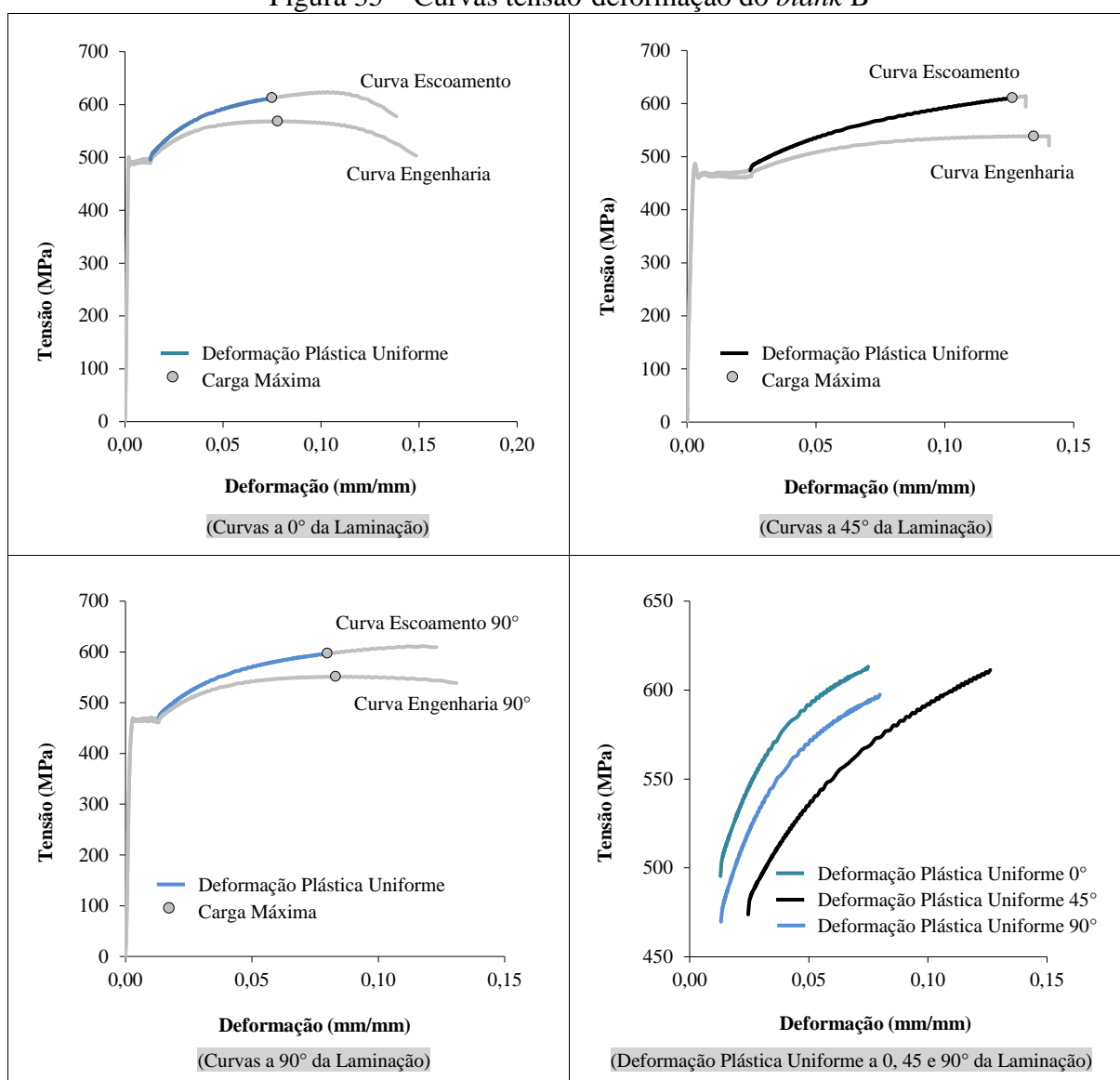
Partindo do pressuposto que os campos de tensão residual podem ser quantificados pela análise de dureza e pela avaliação da curva de escoamento em regiões específicas do regime de deformação permanente (Equação 15), as Figuras 34 a 37 registram um compilado das propriedades do aço LNE380, tomando por base o número de dureza e o comportamento tensão-deformação do material ensaiado.

Sejam as Figuras 34 e 35 o recorte das curvas geradas durante a execução dos ensaios de tração nas 6 amostras de 20 x 200 mm, é razoável concluir que uma fração dos campos de tensão decorre da magnitude dos coeficientes de resistência ( $K$ ) e dos expoentes de encruamento ( $n$ ) obtidos com base nas curvas de potência ajustadas às zonas de deformação plástica uniforme.

Figura 34 – Curvas tensão-deformação do *blank* A



Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Figura 35 – Curvas tensão-deformação do *blank* B

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Sabendo que  $K$  e  $n$  resultam de uma média ponderada dos índices compilados a 0, 45 e 90° da direção de laminação (Equações 26 e 27), e que, para ambos os indicadores, o respaldo da literatura vem de encontro às premissas elencadas na Tabela 15, é apropriado mencionar que as tensões no *blank* A são subprodutos de um coeficiente médio de resistência de 827,60 MPa, e de um expoente de encruamento de 0,1324 (Tabela 16). No que diz respeito ao *blank* B, as curvas de potência ajustadas assinalam um nível de resistência médio de 836,44 MPa, e um índice de encruamento de 0,1358 (Tabela 17).

Tabela 15 – Valores de  $K$  e  $n$  para aços ARBL

Material	$K$ (MPa)	$n$
Aço Alta Resistência Baixa Liga	650 - 900	0,15 – 0,18

Fonte: Hosford (2010).

Ainda que na visão de Gujarati e Porter (2011) os modelos de regressão potência das Tabelas 16 e 17 apresentem um elevado coeficiente de determinação ( $R^2 > 0,80$ ) e uma baixa significância estatística em face dos valores experimentais ( $\text{valor-P} > 0,01$ ), divergências quanto aos índices da Tabela 15 abrem precedentes para uma nova caracterização dos aços LNE380 quanto aos parâmetros de conformabilidade. Não obstante os valores de  $K$  manifestem-se em consonância com as projeções de Hosford (2010), variações na magnitude dos expoentes de encruamento colocam os aços LNE380 na qualidade de ligas menos deformáveis e mais propensas à distribuição não homogênea de tensões durante os processos de deformação plástica (NETTO, 2004) – condição igualmente assistida no diagnóstico experimental conduzido por Frees (2017).

Tabela 16 – Valores de  $K$  e  $n$  para o *blank A*

Direção	Curva Ajustada	$R^2$	valor-P	$K$ (MPa)	$n$
0°	$\sigma = 846,01 \varphi^{0,1298}$	0,9995	0,9986	846,01	0,1298
45°	$\sigma = 808,72 \varphi^{0,1278}$	0,9990	0,9905	808,72	0,1278
90°	$\sigma = 846,93 \varphi^{0,1440}$	0,9993	0,9873	846,93	0,1440
<b>Média</b>				<b>827,60</b>	<b>0,1324</b>

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Assumindo que as médias amostrais reportadas nas Tabelas 16 e 17 são fidedignas ao comportamento mecânico do aço em avaliação, é seguro afirmar que a demarcação final dos campos de tensão residual é consequência do diagnóstico dos ensaios de indentação aplicados à amostragem padrão.

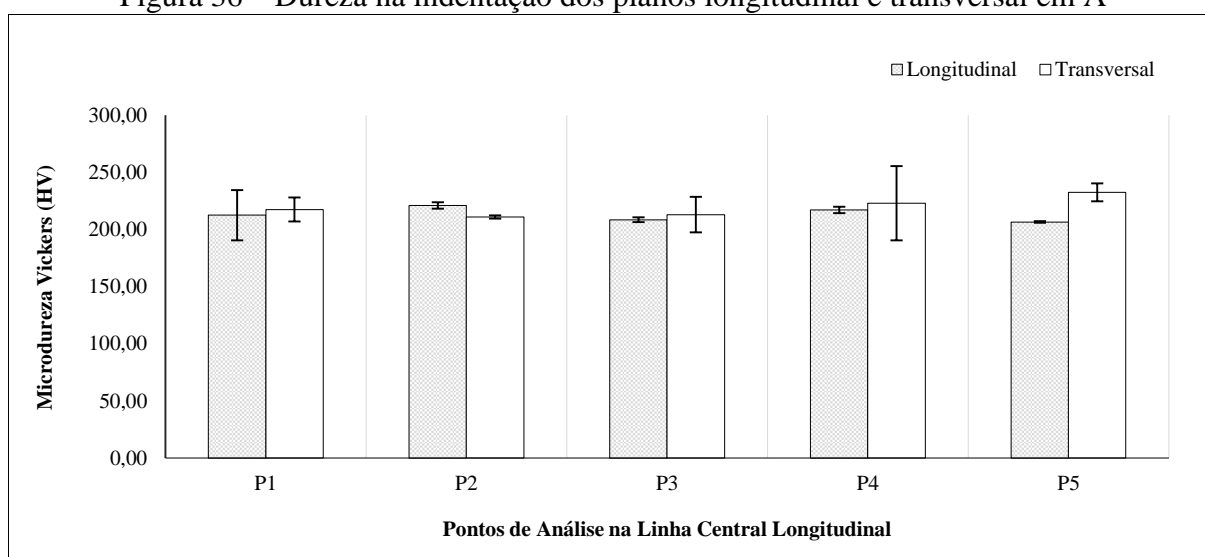
Tabela 17 – Valores de  $K$  e  $n$  para o *blank B*

Direção	Curva Ajustada	$R^2$	valor-P	$K$ (MPa)	$n$
0°	$\sigma = 838,83 \varphi^{0,1171}$	0,9945	0,9982	838,83	0,1171
45°	$\sigma = 832,62 \varphi^{0,1477}$	0,9990	0,9943	832,62	0,1477
90°	$\sigma = 841,69 \varphi^{0,1308}$	0,9942	0,9898	841,69	0,1308
<b>Média</b>				<b>836,44</b>	<b>0,1358</b>

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

À medida que as Figuras 36 e 37 revelam o perfil médio de microdureza Vickers para os cortes longitudinal e transversal, as análises da Tabela 18 corroboram a suposição de que os planos de corte têm irrelevante influência estatística sobre os resultados aferidos na microindentação, estejam eles atrelados ao *blank A* (análise n° 1) ou correlacionados ao corte no *blank B* (análise n° 2).

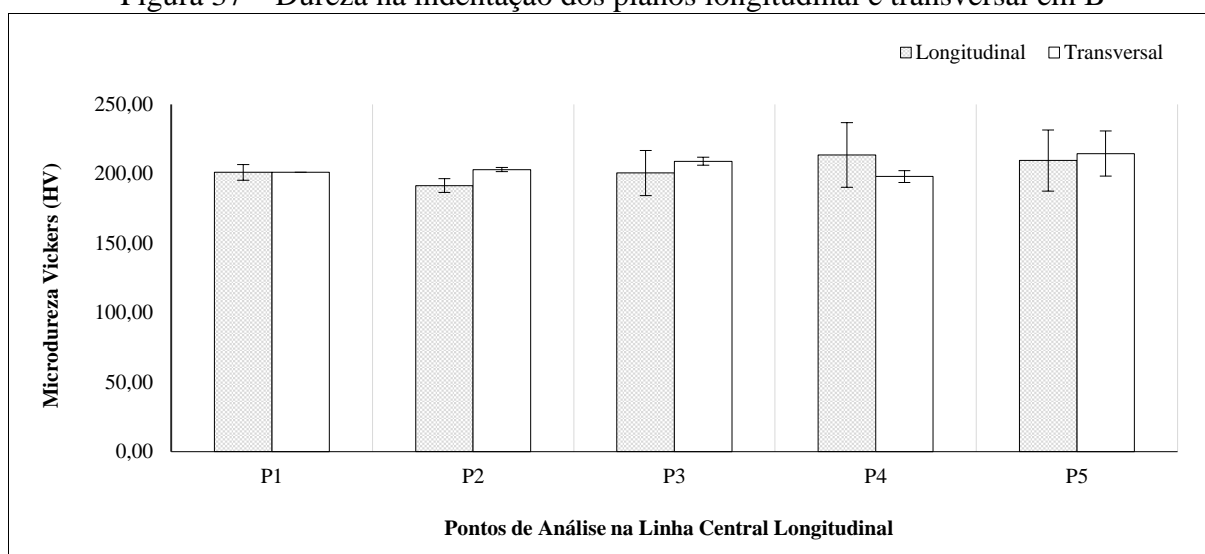
Figura 36 – Dureza na indentação dos planos longitudinal e transversal em A



Fonte: Elaborada pela autora (2022).

No que se refere às variações de microdureza por ação específica do tipo de *blank*, a análise n° 4 da Tabela 18 registra o baixo efeito da qualidade do material sobre as aferições de dureza nos cortes transversais. Partindo do princípio que as indentações na direção longitudinal atribuem aos *blanks* A e B intervalos de dureza média nas faixas de 206,50 a 221,00 HV (*blank* A) e de 191,50 a 213,50 HV (*blank* B), e que, para o plano transversal, a disposição dos números de dureza médios obedece o entremeio das faixas de 211,00 a 232,50 HV (*blank* A) e de 198,00 a 214,50 HV (*blank* B), é possível concluir que as aferições transversais em A revelam-se estatisticamente equivalentes às aferições transversais em B. No que compete aos cortes longitudinais, a análise n° 3 também menciona uma significativa probabilidade estatística das aferições equipararem-se durante os cortes em A e B.

Figura 37 – Dureza na indentação dos planos longitudinal e transversal em B



Fonte: Elaborada pela autora (2022).

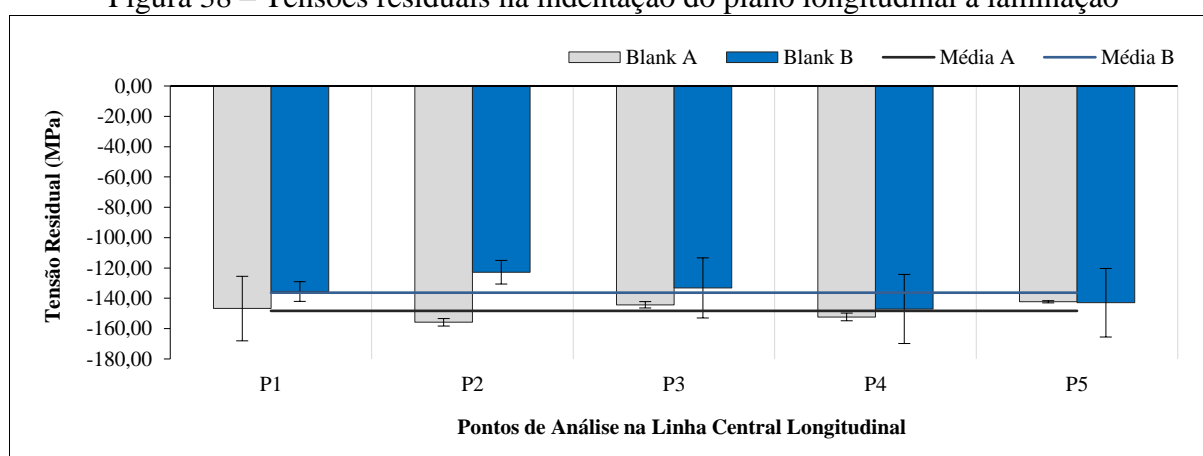
Tabela 18 – Teste-F da dureza para a correlação entre os planos de corte e os tipos de *blank* na indentação

Análise	Blank Envolvido	Diferença entre Níveis	valor-P
1	A	$A_{long.} - A_{trans.}$	0,2172
2	B	$B_{long.} - B_{trans.}$	0,7053
3	A e B	$A_{long.} - B_{long.}$	0,0672
4	A e B	$A_{trans.} - B_{trans.}$	0,0189

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Tomando por base as características mecânicas e os campos de deformação residual atrelados aos diagnósticos de microdureza Vickers, é plausível assumir que a disposição das tensões no aço obedece uma tendência específica. Ao mesmo tempo em que a Figura 38 confere aos cortes longitudinais tensões médias absolutas na ordem de 142,29 a 155,83 MPa (*blank A*) e de 122,80 a 147,04 MPa (*blank B*), a análise n° 1 da Tabela 19 assinala a baixa atuação do tipo de *blank* sobre a intensidade das forças que atuam nos corpos de prova de origem longitudinal.

Figura 38 – Tensões residuais na indentação do plano longitudinal à laminação



Fonte: Elaborada pela autora (2022).

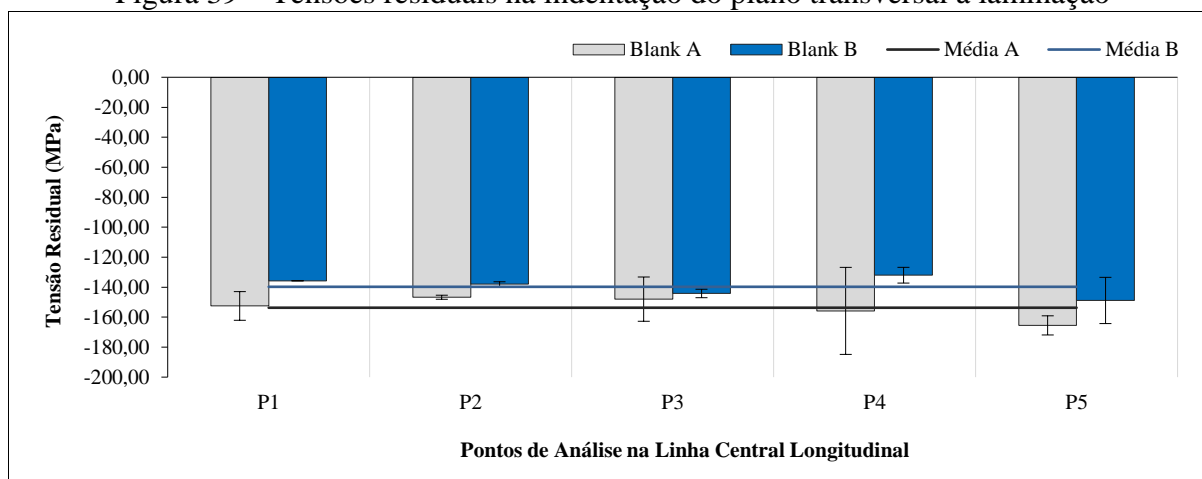
Na mesma linha de raciocínio, esforços com intensidade média absoluta nas faixas de 146,72 a 165,49 MPa (*blank A*) e de 132,02 a 148,87 MPa (no *blank B*) atribuem aos *blanks A* e *B* uma condição de igual deformação e tensão residual em cortes de origem transversal (vide Figura 40 e análise n° 2 da Tabela 19).

Tabela 19 – Teste-F da tensão para a correlação entre os tipos de *blank* na indentação

Análise	Blank Envolvido	Diferença entre Níveis	valor-P
1	A e B	$A_{long.} - B_{long.}$	0,0398
2	A e B	$A_{trans.} - B_{trans.}$	0,0150

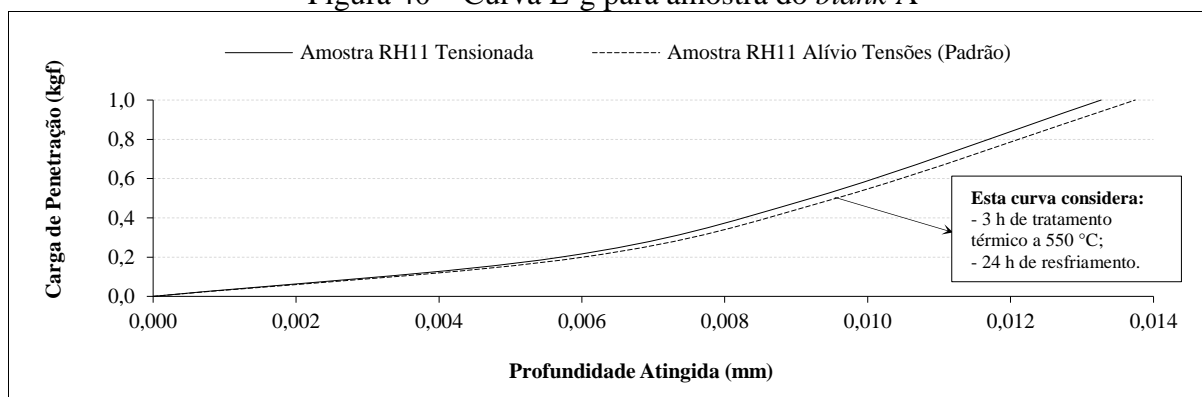
Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Figura 39 – Tensões residuais na indentação do plano transversal à laminação



Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Para além das estatísticas reportadas, o diagnóstico gráfico das tensões em A e B reflete a baixa e média dispersão local dos corpos de prova ensaiados (CV médio de 3,94% para A longitudinal, 11,47% para B longitudinal, 7,93% para A transversal e 3,48% para B transversal) e a homogeneidade de esforços na largura e comprimento dos laminados (salvo para o *blank B*, onde o CV médio reporta média homogeneidade das tensões na largura do laminado). Afora as observações pontuadas, a análise das Figuras 38 e 39 revela a uniformidade dos esforços médios nos pontos de análise e a presença de esforços compressivos nas áreas varridas pela microindentação - resultado que satisfaz as diretrizes de Dieter (1981) e Kirk (2004) e que também valida a sobreposição das curvas L-g como um método aplicável à determinação da natureza dos esforços presentes à superfície dos materiais ensaiados (condição explícita na análise das curvas ilustradas na Figura 40, onde a amostra tensionada apresenta carga de penetração superior à amostra padrão, para uma mesma profundidade de indentação).

Figura 40 – Curva L-g para amostra do *blank A*

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Em adendo às informações discorridas, os diagnósticos da Tabela 20 sinalizam a equivalência estatística das tensões apuradas para os cortes longitudinais e transversais. Se para

o *blank* A, há 23,32% de probabilidade de os esforços longitudinais e transversais equipararem-se durante as apurações de microdureza (análise n° 1), para o *blank* B, a probabilidade de equiparação assume índices superiores a 52% (análise n° 2).

Tabela 20 – Teste-F da tensão para a correlação entre os planos de corte na indentação

Análise	Blank Envolvido	Diferença entre Níveis	valor-P
1	A	$A_{\text{long.}} - A_{\text{trans.}}$	0,2332
2	B	$B_{\text{long.}} - B_{\text{trans.}}$	0,5208

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Da mesma forma que os resultados reforçam a origem não tratada dos esforços e o baixo alcance dos planos de corte e do tipo de *blank* sobre a intensidade das tensões, uma avaliação detalhada da relação tensão residual/limite de escoamento registra a ativa influência da classificação do material sobre os esforços normalizados quantificados em planos perpendiculares à direção de laminação (análise n° 2 da Tabela 21). Ainda que a magnitude das tensões em A seja estatisticamente equivalente à magnitude das tensões em B (conforme resultados já reportados na Tabela 19), as diferenças quanto aos limites de escoamento elevam a probabilidade do *blank* A manifestar distorções de forma durante os cortes executados à 90° da direção de laminação.

Tabela 21 – Teste-F da TN para a correlação entre os tipos de *blank* na indentação

Análise	Blank Envolvido	Diferença entre Níveis	valor-P
1	A e B	$A_{\text{long.}} - B_{\text{long.}}$	0,0650
2	A e B	$A_{\text{trans.}} - B_{\text{trans.}}$	0,0054

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Sob a perspectiva dos cortes paralelos, é plausível concluir que a baixa influência do tipo de *blank* sobre as tensões normalizadas equipara a probabilidade de A e B manifestarem distorções de forma durante os cortes à 0° da direção de laminação (análise n° 1 da Tabela 21).

Tabela 22 – Teste-F da TN para a correlação entre os planos de corte na indentação

Análise	Blank Envolvido	Diferença entre Níveis	valor-P
1	A	$A_{\text{long.}} - A_{\text{trans.}}$	0,0031
2	B	$B_{\text{long.}} - B_{\text{trans.}}$	0,0802

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

A mesma análise aplica-se ao efeito dos planos de corte sobre o *blank* B – a probabilidade de as tensões equipararem-se nos cortes longitudinais e transversais é de 8,02%, conforme a análise n° 2 da Tabela 22. Para o *blank* A, a ação dos planos de corte sobre a tensão

normalizada reforça a maior probabilidade de distorção de forma em cortes executados a 90° da direção de laminação (vide análise n° 1 da Tabela 22).

Haja vista as conexões apresentadas, o Quadro 3 explora a sùmula das análises assimiladas pelo método de indentação. Levando em conta os resultados observados nas entrelinhas do quadro resumo, é possível concluir que a equidade estatística entre os esforços coloca A e B em uma idêntica condição de risco perante os cortes executados em planos paralelos à direção de laminação. Quanto ao processamento na transversal, é seguro afirmar que a diferença estatística entre os *blanks* leva A a uma situação de maior criticidade em termos de estabilidade de forma.

Quadro 3 – Sùmula das análises do processo de indentação

Fonte de Variação	Microdureza	Tensão Residual	Tensão Residual Normalizada
Planos de Corte	$A_{long.} = A_{trans.}$ (valor-P: 0,2172)	$A_{long.} = A_{trans.}$ (valor-P: 0,2332)	$A_{long.} < A_{trans.}$ (valor-P: 0,0031)
	$B_{long.} = B_{trans.}$ (valor-P: 0,7053)	$B_{long.} = B_{trans.}$ (valor-P: 0,5208)	$B_{long.} = B_{trans.}$ (valor-P: 0,0802)
Tipo de Blank	$A_{long.} = B_{long.}$ (valor-P: 0,0672)	$A_{long.} = B_{long.}$ (valor-P: 0,0398)	$A_{long.} = B_{long.}$ (valor-P: 0,0650)
	$A_{trans.} = B_{trans.}$ (valor-P: 0,0189)	$A_{trans.} = B_{trans.}$ (valor-P: 0,0150)	$A_{trans.} > B_{trans.}$ (valor-P: 0,0054)

Fonte: Elaborado pela autora (2022).

#### 4.4 ANÁLISE DE TENSÕES PELO MÉTODO DE DRX

A Figura 41 registra o valor médio da constante que descreve o comportamento  $2\theta$  versus  $\sin^2 \psi$  para cada um dos pares de pontos estudados nas amostras do *blank* A (vide Tabela 23 para a identificação dos pontos de análise). Estejam os valores de  $m$  situados nos intervalos de 0,4079 a 0,4586° para as amostras do corte longitudinal, e de 0,4103 a 0,4308° para as amostras do corte transversal, é apropriado mencionar que os planos de corte apresentam baixo efeito estatístico sobre a taxa de variação do ângulo  $2\theta$  em relação à função  $\sin^2 \psi$  – parecer embasado no valor-P, conforme análise n° 1 da Tabela 24.

Tabela 23 – Pontos de análise do ensaio de DRX, considerando as regiões da Figura 23

Pontos de Análise	Plano Longitudinal	Plano Transversal
P1	$\overline{CD}$	$\overline{AC}$
P2	$\overline{AB}$	$\overline{BD}$

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

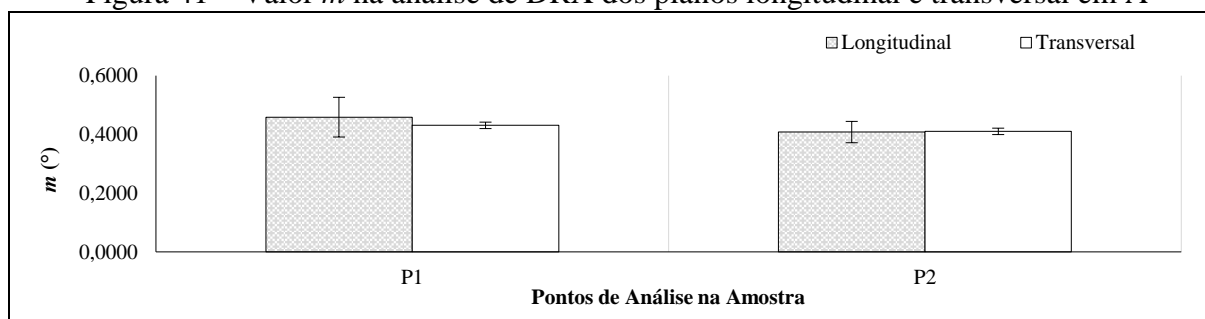


Tabela 24 – Teste-F do valor  $m$  para a correlação entre os planos de corte no DRX

Análise	Blank Envolvido	Diferença entre Níveis	valor-P
1	A	$A_{\text{long.}} - A_{\text{trans.}}$	0,6873
2	B	$B_{\text{long.}} - B_{\text{trans.}}$	0,9426

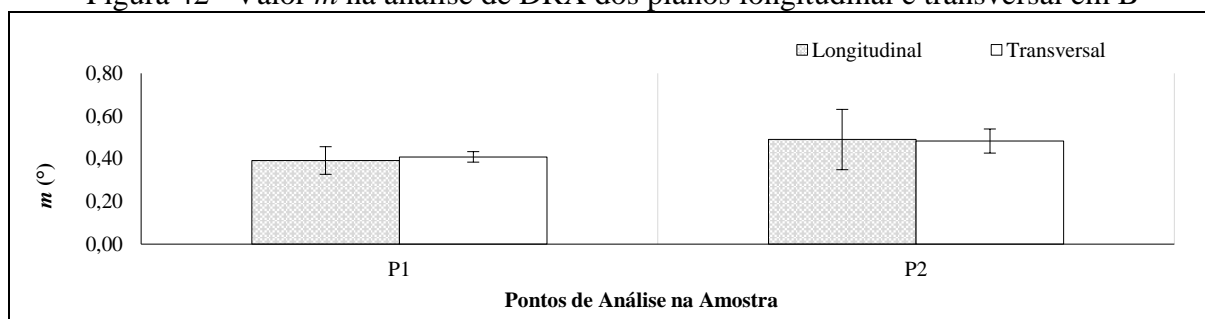
Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Levando em conta que a variação de  $2\theta$  é diretamente proporcional à variação da distância interplanar no reticulado, pode-se concluir que uma equivalência nos resultados de  $m$  influi em uma uniformidade do grau de distorção do plano cristalino, resultado que converge à ideia de homogeneidade das deformações nos diferentes planos de corte do laminado.

Figura 41 – Valor  $m$  na análise de DRX dos planos longitudinal e transversal em A

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

No que compete ao *blank* B, os valores médios de  $m$  para os pontos de análise da Tabela 23 são retratados na Figura 42. À semelhança de A, os intervalos de 0,3917 a 0,4899° para as amostras longitudinais, e de 0,4087 a 0,4829° para as amostras transversais colocam os planos paralelos e perpendiculares à laminação em uma condição de igual deformação do plano cristalino, seja  $m$  estatisticamente equivalente para ambos os planos de processamento das amostras (parecer respaldado na análise n° 2 da Tabela 24).

Figura 42 – Valor  $m$  na análise de DRX dos planos longitudinal e transversal em B

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Acerca da correlação entre a qualidade do material e a taxa de variação do ângulo  $2\theta$ , as estatísticas de teste da Tabela 25 confirmam a hipótese de que a classificação do *blank* também tem baixa influência sobre a intensidade relativa do coeficiente  $m$ . Se para as amostras

do corte transversal há 57,89% de probabilidade de A e B equipararem-se em termos da variação de  $2\theta$  (análise n° 2), para os corpos de prova do corte longitudinal essa probabilidade sobe para 90,41% (análise n° 1).

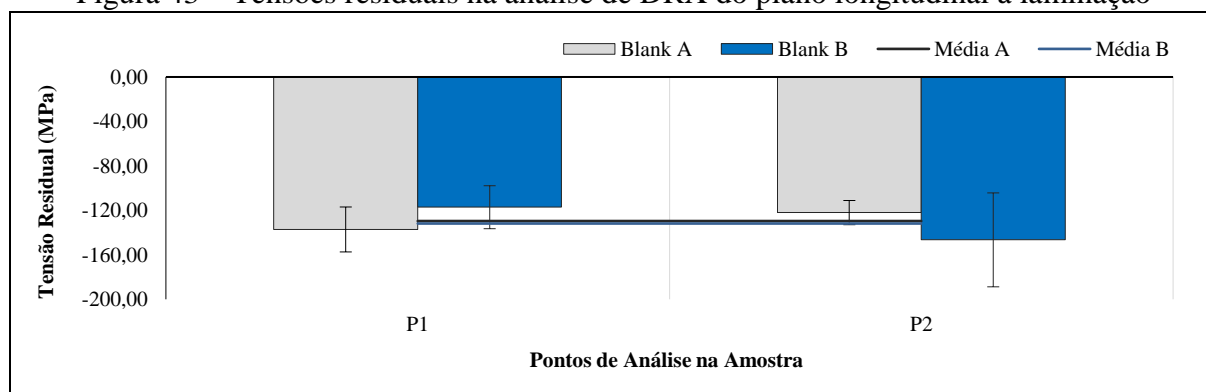
Tabela 25 – Teste-F do valor  $m$  para a correlação entre os tipos de *blank* no DRX

Análise	Blank Envolvido	Diferença entre Níveis	valor-P
1	A e B	$A_{\text{long.}} - B_{\text{long.}}$	0,9041
2	A e B	$A_{\text{trans.}} - B_{\text{trans.}}$	0,5789

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Em atenção às observações discorridas, a Figura 43 ilustra o resultado gráfico da análise do perfil de tensões residuais médias para os corpos de prova submetidos ao ensaio de DRX nos *blanks* A e B. Levando em conta o fato de que  $m$  independe da classificação do material, é razoável inferir que os esforços dos cortes longitudinais em A assumem intensidade equiparável aos esforços dos cortes longitudinais em B.

Figura 43 – Tensões residuais na análise de DRX do plano longitudinal à laminação



Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Recorrendo ao parecer estatístico da Tabela 26, pode-se ainda afirmar que os intervalos absolutos de 122,00 a 137,17 MPa (*blank* A) e de 117,16 a 146,51 MPa (*blank* B) elevam para 90,41% a chance de equiparação das tensões nos cortes longitudinais de A e B (análise n° 1).

Tabela 26 – Teste-F da tensão para a correlação entre os tipos de *blank* no DRX

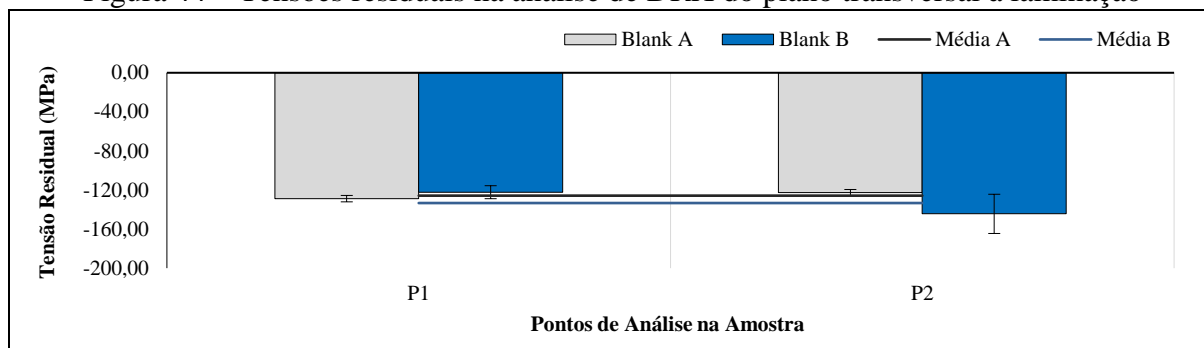
Análise	Blank Envolvido	Diferença entre Níveis	valor-P
1	A e B	$A_{\text{long.}} - B_{\text{long.}}$	0,9041
2	A e B	$A_{\text{trans.}} - B_{\text{trans.}}$	0,5789

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Quando o assunto vem de encontro à magnitude dos esforços nos planos transversais, a Figura 44 e a análise n° 2 da Tabela 26 revelam 57,89% de probabilidade de equiparação de

A e B, partindo do pressuposto que as tensões médias absolutas oscilam nas faixas de 122,72 a 128,84 MPa (*blank A*) e de 122,24 a 144,42 MPa (*blank B*).

Figura 44 – Tensões residuais na análise de DRX do plano transversal à laminação



Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Afora as conclusões do teste de hipóteses, uma avaliação da disposição das tensões nas Figuras 43 e 44 permite ponderar um caráter compressivo dos esforços nas amostras analisadas e um padrão específico de evolução das tensões nas duas regiões estudadas. Enquanto que para A a magnitude das tensões médias diminui com a proximidade à P2, para B, a intensidade dos esforços revela-se tanto maior quanto mais próxima a análise é executada de P2. Tomando por base a disposição dos corpos de prova no *blank*, é razoável assumir que, ao menos localmente, as deformações em A se intensificam com a proximidade às bordas do *blank*, enquanto que, em B, as deformações crescem com o aumento da distância em relação às bordas. De mais a mais, as plotagens sinalizam média e alta variância das tensões na largura do laminado (CV médio de 11,83% em A e 22,66% em B), e baixa variância das tensões ao longo do comprimento do *blank* (CV médio de 2,60% em A e 9,67% em B).

Em termos da correlação estatística entre as tensões médias e os planos de corte, a Tabela 27 registra o baixo efeito da direção de processamento sobre a intensidade dos esforços apurados nos ensaios de DRX. Comparando P1 e P2, é possível supor que há 68,73% de probabilidade de as tensões equivalerem-se durante os cortes longitudinais e transversais no *blank A* (análise n° 1).

Tabela 27 – Teste-F da tensão para a correlação entre os planos de corte no DRX

Análise	Blank Envolvido	Diferença entre Níveis	valor-P
1	A	$A_{\text{long.}} - A_{\text{trans.}}$	0,6873
2	B	$B_{\text{long.}} - B_{\text{trans.}}$	0,9426

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Analisando este mesmo cenário em B, é possível prever 94,26% de probabilidade de as tensões equipararem-se nos diferentes planos de processamento do laminado (análise n° 2).

Aplicando as análises anteriores às tensões normalizadas, pode-se concluir que a baixa influência do tipo de *blank* sobre os esforços nos planos longitudinal e transversal equipara a probabilidade de A e B apresentarem distorções de forma durante os cortes à 0 e 90° da direção de laminação (vide análises 1 e 2 da Tabela 28).

Tabela 28 – Teste-F da TN para a correlação entre os tipos de *blank* no DRX

Análise	Blank Envolvido	Diferença entre Níveis	valor-P
1	A e B	$A_{\text{long.}} - B_{\text{long.}}$	0,8465
2	A e B	$A_{\text{trans.}} - B_{\text{trans.}}$	0,7171

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Sob o viés dos planos de corte, a Tabela 29 também sinaliza o baixo efeito dos planos de processamento sobre as tensões normalizadas. Independentemente da classificação do material, os cortes executados a 0 e 90° da direção de laminação manifestam igual probabilidade de distorção – sejam as avaliações direcionadas ao *blank* A (análise n° 1) ou orientadas ao *blank* B (análise n° 2).

Tabela 29 – Teste-F da TN para a correlação entre os planos de corte no DRX

Análise	Blank Envolvido	Diferença entre Níveis	valor-P
1	A	$A_{\text{long.}} - A_{\text{trans.}}$	0,4937
2	B	$B_{\text{long.}} - B_{\text{trans.}}$	0,7035

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Dados os resultados, o Quadro 4 registra o resumo das análises assimiladas pelo processo de DRX. Partindo do princípio que as tensões são estatisticamente equivalentes para as condições propostas, é razoável supor que A e B manifestam uma idêntica condição de risco perante os cortes executados a 0 e 90° da direção de laminação.

Quadro 4 – Súmula das análises do processo de DRX

Fonte de Variação	Coefficiente $m$	Tensão Residual	Tensão Residual Normalizada
Planos de Corte	$A_{\text{long.}} = A_{\text{trans.}}$ (valor-P: 0,6873)	$A_{\text{long.}} = A_{\text{trans.}}$ (valor-P: 0,6873)	$A_{\text{long.}} = A_{\text{trans.}}$ (valor-P: 0,4937)
	$B_{\text{long.}} = B_{\text{trans.}}$ (valor-P: 0,9426)	$B_{\text{long.}} = B_{\text{trans.}}$ (valor-P: 0,9426)	$B_{\text{long.}} = B_{\text{trans.}}$ (valor-P: 0,7035)
Tipo de Blank	$A_{\text{long.}} = B_{\text{long.}}$ (valor-P: 0,9041)	$A_{\text{long.}} = B_{\text{long.}}$ (valor-P: 0,9041)	$A_{\text{long.}} = B_{\text{long.}}$ (valor-P: 0,8465)
	$A_{\text{trans.}} = B_{\text{trans.}}$ (valor-P: 0,5789)	$A_{\text{trans.}} = B_{\text{trans.}}$ (valor-P: 0,5789)	$A_{\text{trans.}} = B_{\text{trans.}}$ (valor-P: 0,7171)

Fonte: Elaborado pela autora (2022).

#### 4.5 PROPOSIÇÃO DO MÉTODO DE DETECÇÃO DE DISTORÇÃO

Com o propósito de elencar o método ideal de mensura das tensões residuais, a Tabela 30 registra uma relação dos principais números acerca dos procedimentos implementados nas seções 4.2 a 4.4.

Tabela 30 – Síntese das tensões apuradas no seccionamento, na indentação e no DRX

Características		Seccionamento		Indentação		DRX	
		A	B	A	B	A	B
Natureza	0°	Comp.	Comp.	Comp.	Comp.	Comp.	Comp.
	90°	Comp.	Comp.	Comp.	Comp.	Comp.	Comp.
Intervalo Magnitude (MPa)	0°	43,73 73,27	12,69 63,39	142,29 155,83	122,80 147,04	122,00 137,17	117,16 146,51
	90°	15,51 20,53	9,50 12,56	146,72 165,49	132,02 148,87	122,72 128,84	122,24 144,42
Desvio Padrão	0°	Muito Alto	Muito Alto	Baixo	Médio	Médio	Alto
	90°	Baixo	Médio	Baixo	Baixo	Baixo	Baixo

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Comp.: Tensão de Compressão.

Partindo do pressuposto que o ensaio de DRX vigora como método de referência para análise de confiabilidade das práticas propostas, é possível constatar uma clara heterogeneidade dos resultados dispostos na Tabela 30. Apesar da conciliação em relação à natureza compressiva dos esforços, as técnicas de seccionamento e indentação revelam divergências quanto à magnitude média das tensões residuais apuradas. À medida que os esforços citados oscilam de maneiras distintas em relação aos números verificados pelo DRX, é razoável concluir que a acurácia dos modelos propostos sobrevém da capacidade em sustentar uma baixa significância estatística em relação às médias reportadas pela prática de referência.

Haja vista as circunstâncias explanadas, as Tabelas 31 e 32 registram um diagnóstico de precisão dos modelos dispostos nas seções 4.2 e 4.3. Tomando por referência o nível de significância já estabelecido nas correlações introdutórias a este capítulo, verifica-se uma nítida associação entre o procedimento padrão e as médias obtidas pelo parecer da indentação. Ao passo que as análises 1 e 2 da Tabela 31 revelam 4,43 e 1,04% de chance dos resultados da indentação em A equivalerem-se aos esforços ponderados pelo ensaio de DRX, os dados dispostos na Tabela 32 (análises 1 e 2) sinalizam menos de 0,03% de chance de as tensões no seccionamento equipararem-se às tensões medidas no processo de referência (sejam elas avaliadas sob a ótica dos planos longitudinais ou sob o viés dos planos de corte transversais).

Tabela 31 – Teste-F da tensão para a correlação entre DRX e indentação

<b>Análise</b>	<b>Blank Envolvido</b>	<b>Diferença entre Níveis</b>	<b>valor-P</b>
1	A	$DRXA_{long.} - HA_{long.}$	0,0434
2	A	$DRXA_{trans.} - HA_{trans.}$	0,0104
3	B	$DRXB_{long.} - HB_{long.}$	0,7364
4	B	$DRXB_{trans.} - HB_{trans.}$	0,5182

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Na mesma linha de raciocínio, as análises 3 e 4 da Tabela 31 sinalizam 73,64 e 51,82% de probabilidade dos resultados da indentação em B manifestarem equivalência estatística ante às tensões apuradas pelo ensaio de DRX. No que compete ao seccionamento, a estatística de teste denuncia menos de 0,1% de chance de os esforços calculados apresentarem desfecho similar ao diagnóstico reportado pelo experimento de DRX (análises 3 e 4 da Tabela 32).

Tabela 32 – Teste-F da tensão para a correlação entre DRX e seccionamento

<b>Análise</b>	<b>Blank Envolvido</b>	<b>Diferença entre Níveis</b>	<b>valor-P</b>
1	A	$DRXA_{long.} - SA_{long.}$	0,0003
2	A	$DRXA_{trans.} - SA_{trans.}$	0,0000
3	B	$DRXB_{long.} - SB_{long.}$	0,0010
4	B	$DRXB_{trans.} - SB_{trans.}$	0,0000

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Tão logo a similaridade estatística coloque a prática de indentação à frente do processo de seccionamento, é inerente ao contexto de aprovação dos modelos uma avaliação do nível de coesão dos resultados teóricos para com o desfecho prático empreendido no processamento do componente de teste. De forma a cumprir o critério estabelecido, as análises reproduzidas no Quadro 3 são avaliadas sob o viés da Figura 26. Sabendo que o modelo de indentação coloca A

e B em uma idêntica condição de risco quanto à estabilidade de forma nos cortes longitudinais, e que, na contramão do estudo, o processamento do componente de teste anuncia uma maior predisposição de A às distorções ocasionadas pelo corte paralelo à direção de laminação, pode-se concluir que as práticas de indentação têm limitações quanto à capacidade de reportar a real condição de tensionamento das amostras analisadas. Ainda que a velocidade de execução dos ensaios favoreça a reprodução do método em ambiente industrial, rasas são as garantias de confluência entre a performance de corte e os resultados teóricos propostos pelo modelo.

Por efeito das informações apresentadas, a definição do método de mensura ideal recai sobre a avaliação dos dados reportados na seção 4.2. Partindo do princípio que a técnica de seccionamento apresenta coesão entre as soluções de ordem teórica e prática, é seguro afirmar que a aderência aos resultados empíricos do capítulo 4.1 sobrevém de uma evolução na profundidade de análise das práticas experimentais propostas. Levando em conta que os procedimentos de DRX e indentação têm alcance limitado a uma profundidade de inspeção de 0,005 e de 0,01 mm, respectivamente, pode-se afirmar que as técnicas não invasivas aqui estudadas atuam única e exclusivamente sobre a análise de tensões restritas à superfície dos *blanks* analisados. Assumindo que o volume irradiado e/ou indentado é notadamente localizado, é compreensível que uma vasta extensão de A e B fique descoberta do diagnóstico almejado. Nesta conjuntura, um modelo com maior volume de análise oferece uma maior qualidade no detalhamento das tensões associadas às amostras estudadas.

À vista do exposto, a presente seção elege a técnica de seccionamento como a ferramenta de melhor adaptabilidade à qualificação do perfil de tensões residuais nos corpos de prova selecionados. Associado à designação do procedimento ideal, os resultados oriundos da dinâmica experimental também amparam o limiar de aceitação dos *blanks*. Para uma boa condução dos processos de corte, é recomendado que o aço LNE380 apresente tensões compressivas inferiores à 38 MPa (tensão média medida no *blank* B).

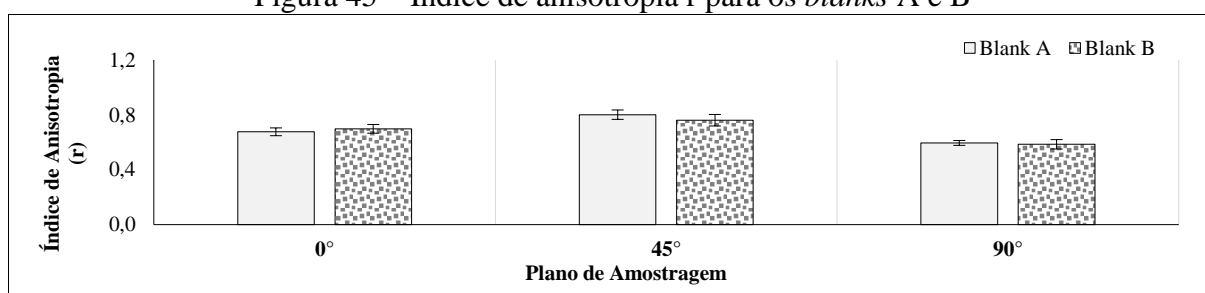
Não obstante o método selecionado conflua ao desempenho real de corte, especial atenção deve ser dedicada à variabilidade das amostras computadas. À medida que as análises de seccionamento revelam um altíssimo desvio padrão das tensões residuais apuradas nos cortes de origem longitudinal, é razoável concluir que a performance do aço pode diferir das tendências reportadas a depender da região analisada ao longo da seção transversal (circunstância inevitável para materiais com histórico de heterogeneidade nas deformações de ordem térmica, mecânica e/ou metalúrgica). Afora a condição mencionada, é sempre válido lembrar que o corte das amostras de teste por si só pode inferir no relaxamento das tensões

presentes no material, fato que eleva a probabilidade de uma atenuação dos esforços computados pela técnica experimental.

#### 4.6 ANÁLISE DE ANISOTROPIA

A Figura 45 reproduz a curva de anisotropia dos *blanks* A e B, considerando a aplicação de uma deformação de 15% para os corpos de prova provenientes dos cortes a 0, 45 e 90° da direção de laminação. Estejam os índices médios  $r_{0^\circ}$ ,  $r_{45^\circ}$  e  $r_{90^\circ}$  situados nas faixas de 0,5955 a 0,8014 para o *blank* A e de 0,5855 a 0,7611 para o *blank* B, é conveniente registrar uma nítida predisposição do aço LNE380 ao afinamento e falha prematura da espessura durante os processos de conformação mecânica ( $r_{0^\circ}$ ,  $r_{45^\circ}$  e  $r_{90^\circ} < 1$ ). No que compete aos planos de amostragem, as plotagens de A e B sinalizam um aumento da resistência ao afinamento, conforme os planos de conformação migram de 0 e 90° para um ângulo de 45°.

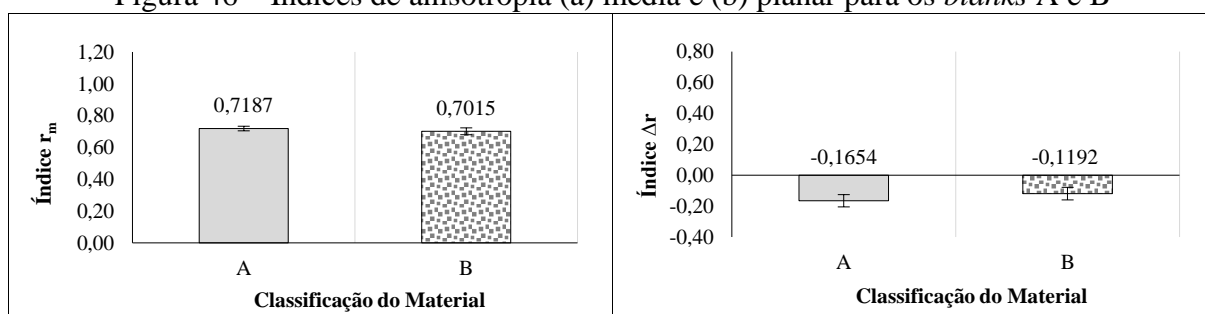
Figura 45 – Índice de anisotropia  $r$  para os *blanks* A e B



Fonte: Elaborada pela autora (2022).

No tocante aos índices  $r_m$  e  $\Delta r$ , os resultados reportados na Figura 46 denegam as características de boa conformabilidade do aço LNE380. Ao mesmo tempo em que os números revelam um distanciamento em relação aos padrões associados a um aço ARBL (Tabela 8), os gráficos atestam a reduzida capacidade de estampabilidade da liga ( $r_m < 1$ ) e a heterogeneidade das propriedades mecânicas conforme a direção de análise ( $\Delta r \neq 0$ ) – para um  $\Delta r$  negativo, vale ressaltar a predisposição do material a uma condição de “orelhamento” a 45°.

Figura 46 – Índices de anisotropia (a) média e (b) planar para os *blanks* A e B



Fonte: Elaborada pela autora (2022).



Para além das características mencionadas, o teste de hipóteses da Tabela 33 estabelece uma baixa influência do tipo de *blank* sobre os índices de anisotropia média e planar.

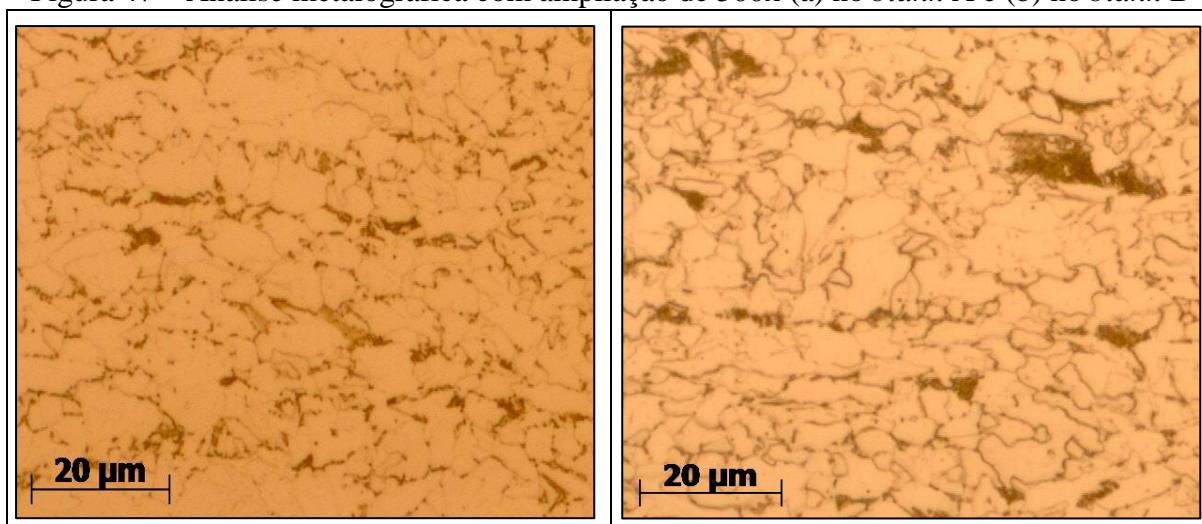
Tabela 33 – Teste-F da anisotropia média e planar para a correlação entre os tipos de *blank*

Análise	Blank Envolvido	Diferença entre Níveis	valor-P
1	A e B	$Ar_m - Br_m$	0,4459
2	A e B	$A\Delta r - B\Delta r$	0,3696

Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Enquanto a análise n° 1 admite 44,59% de probabilidade dos coeficientes  $r_m$  equivalerem-se para A e B, a análise n° 2 revela 36,96% de chance de equiparação quanto aos coeficientes  $\Delta r$  – resultado que vem de encontro à análise metalográfica registrada nas Figuras 47a e 47b, onde as pequenas variações do tamanho de grão (12,5 para A e 13 para B) indicam semelhante condição anisotrópica entre A e B.

Figura 47 – Análise metalográfica com ampliação de 500x (a) no *blank* A e (b) no *blank* B



Fonte: Elaborada pela autora (2022).

Tomando por base os resultados reportados, pode-se propor uma correspondência entre a anisotropia e os valores de tensão residual. À medida que a prática de seccionamento revela diferenças quanto aos esforços aferidos nos planos de corte longitudinal e transversal, é razoável supor que o aumento do valor médio das tensões em A e B decorre do processamento das amostras na orientação cristalográfica preferencial. Ainda que a dependência se manifeste coesa aos argumentos de Dawson, MacEwen e Wu (2003), especial atenção deve ser dedicada à tentativa de correlacionar os índices de anisotropia média e planar à intensidade dos esforços apurados pela prática experimental. Se os dados apresentados na Tabela 33 sinalizam uma idêntica condição anisotrópica entre A e B, seria coerente proferir uma equiparação entre as

tensões apuradas nas duas qualidades de material. Esta lógica, entretanto, discorre dos resultados da prática de seccionamento e dos resultados reportados no processamento do componente de teste – fato que contrapõe a proposta de Amoros (2008). Em princípio, a analogia é válida tão somente para as situações em que a aferição das tensões restringe-se à superfície das amostras.

## 5 CONCLUSÃO

No decorrer dos últimos anos, o compromisso com as restrições impostas à matriz energética tem instigado o segmento automotivo a desenvolver soluções para potencializar a eficiência dos veículos providos de motor a combustão. À medida que os novos projetos pleiteiam atenuação de peso, distintas variedades de aço têm sido introduzidas à indústria de transformação como alternativas à otimização de tara e à manutenção de resistência estrutural.

Ainda que as novas modalidades de projeto satisfaçam as imposições das políticas de controle à utilização de fontes energéticas não renováveis, o alto poder de barganha no mercado do aço traz à tona o desafio dos setores primários quanto à capacidade de contrabalancear custo operacional e desempenho mecânico nos insumos entregues ao segmento de transformação. Se neste meio os padrões de qualidade são decorrentes das políticas de precificação, é fato consumado que a lei de menor custo reflete em aços de menor qualidade e em processos de fabricação de menor cadência produtiva.

À luz da referida conjuntura, a presente pesquisa submete à apreciação da comunidade científica uma análise acerca dos aspectos que comprometem a qualidade de processamento das ligas destinadas à fabricação de semirreboques para o mercado rodoviário. Ponderando os impactos da laminação controlada na baixa qualidade de superfície dos aços LNE380, a corrente investigação coloca à mesa a influência das tensões residuais sobre os desvios de forma detectados em chapas destinadas ao processo de corte a *laser*. Em uma lógica de otimização dos recursos fabris, a iniciativa discorre em termos da utilização de diferentes técnicas experimentais na avaliação das tensões que acometem a estrutura cristalina dos materiais.

Dentro do modelo de trabalho proposto, a análise criteriosa dos mecanismos associados à formação das tensões residuais enseja postulados importantes acerca dos processos de laminação controlada. Ainda que os tratamentos termomecânicos facultem a otimização dos custos operacionais nos processos primários de conformação, dados extraídos da literatura revelam que o gradiente de temperatura produzido durante o processamento controlado tem ação específica sobre o desenvolvimento dos esforços analisados nas ligas metálicas. Ao que tudo indica, distintas condições de resfriamento ao longo da largura e espessura implicam em aumento das tensões residuais, haja vista a discriminável necessidade de equilíbrio entre regimes de deformação plástica e elástica.

Em uma linha tênue com as oscilações de temperatura, a textura cristalográfica e a anisotropia das propriedades mecânicas revelam-se fatores igualmente críticos à formação das tensões residuais. Deformações unidirecionais executadas abaixo da temperatura de

recristalização plena da austenita ocasionam alongamento permanente dos grãos e uma orientação cristalográfica preferencial na microestrutura dos materiais ensaiados. Assumindo que as deformações na direção de laminação são superiores às observadas na direção transversal, e que a manutenção de equilíbrio no volume do material depende de esforços para contrabalancear a coexistência de deformações plásticas e elásticas, faz-se adequada a correlação entre a anisotropia e os valores médios de tensão residual. Quanto maiores os índices de anisotropia (*i.e.*, quanto mais distante de 1 o índice  $r_m$  e quanto mais distante de 0 o índice  $\Delta r$ ), maiores as diferenças entre as tensões apuradas nos diferentes planos de corte.

Da mesma forma que as oscilações de temperatura e as orientações preferenciais dos grãos condicionam a intensidade dos esforços apurados, a precisão dos modelos experimentais aplicados à mensura das tensões consideradas advém da respectiva extensão/profundidade de análise. Enquanto as técnicas de indentação manifestam-se adequadas tão somente ao diagnóstico de tensões superficiais localizadas, as práticas de seccionamento revelam satisfatória adaptação às análises de distorções de forma. Tão logo demonstrem apropriação à apuração de esforços no volume dos componentes ensaiados, os modelos de seccionamento possibilitam uma fiel projeção da performance de corte, através de procedimentos de baixa complexidade de reprodução.

Por efeito das informações apresentadas, reitera-se a confluência do método de trabalho aos objetivos propostos. Sejam as tensões do seccionamento coesas ao comportamento real do aço LNE380 em processo de beneficiamento, é seguro afirmar que:

- a) A apresenta tensões superiores às observadas em B. Ao passo que os cortes atribuem à A tensões transversais da ordem de -15,51 a -20,53 MPa, e tensões longitudinais da ordem de -43,73 a -73,27 MPa, em B, há evidências de que o perfil de tensões flutua no entremeio das faixas de -9,50 a -12,56 MPa (cortes transversais) e -12,69 a -63,39 MPa (cortes longitudinais);
- b) devido à condição anisotrópica ( $r_m = 0,7187$  e  $\Delta r = -0,1654$ ), há uma maior probabilidade de A apresentar distorções de forma durante o processamento de componentes em planos paralelos à direção de laminação;
- c) o elevado desvio padrão detectado nas amostras do corte longitudinal sugere uma expressiva heterogeneidade do perfil de tensões ao longo da largura do *blanks* analisados (CV médio de 42,02% para o *blank* B e de 52,23% para o *blank* A);
- d) o limite recomendado de tensões compressivas para a manutenção de estabilidade dimensional dos componentes e para a boa condução dos processos de corte a *laser* é de 38 MPa.

## 6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Das diversas perspectivas que se abrem com o desenvolvimento do trabalho, quatro são dignas de futuros desdobramentos:

- a) associar o método de indentação à prática de remoção de camadas para análise do perfil de tensões residuais na espessura dos *blanks* estudados;
- b) confrontar os métodos de seccionamento e indentação também quanto à avaliação das tensões residuais em aços de menor anisotropia e de maior homogeneidade no perfil de deformações da seção transversal;
- c) avaliar os *blanks* antes do processo de aplaino, de maneira a otimizar os parâmetros de desbobinagem e restringir as tensões às margens cabíveis ao processo de corte a *laser*;
- d) definir um procedimento formal para mensura das tensões residuais em processos de homologação de novos fornecedores.

## REFERÊNCIAS

- ABDELKHALEK, S. et al. Coupled approach for flatness prediction in cold rolling of thin strip. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 53, n. 9, p. 661-675, set. 2011.
- ADELMANN, B.; HELLMANN, R. Simultaneous Burr and Cut Interruption Detection during Laser Cutting with Neural Networks. **Sensors**, v. 21, n. 17, p. 1-16, ago. 2021.
- ARIF, A. F. M.; YILBAS, B. S. Thermal stress developed during the laser cutting process: consideration of different material. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 37, n. 7, p. 698-704, jun. 2008.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR 6656**: Bobinas e chapas laminadas a quente de aço acalmado com características especiais de propriedades mecânicas, conformabilidade e soldabilidade – Requisitos. Rio de Janeiro: ABNT, 2016.
- ABRAHAM, C. **Hole-drilling residual stress measurement in an intermediate thickness specimen**. 2011. 55 f. Dissertation (Master's Degree in Mechanical Engineering) – The University of British Columbia, Vancouver, 2011.
- ALÉCIO, J. L. C. **Lean Supply Chain: importância da cooperação entre fornecedores de insumos e contratantes**. 2020. 71 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Produção) – Universidade Federal de Santa Maria, Santa Maria, 2020.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E517-19**: Standard Test Method for Plastic Strain Ratio  $r$  for Sheet Metal. West Conshohocken: ASTM, 2019.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E837-20**: Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method. West Conshohocken: ASTM, 2020.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8/E8M-21**: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. West Conshohocken: ASTM, 2021.
- AMOROS, R. T. **Avaliação de tensões residuais em chapas planas de aço carbono, destinadas a processos de corte a laser, pelo método da anisotropia planar**. 2008. 147 f. Dissertação (Mestrado em Desenvolvimento de Tecnologia) – Instituto de Engenharia do Paraná, Curitiba, 2008.
- ANDRES, G. **Shape Measurement System for Roller Levelers**. 2015. 66 f. Dissertation (Master's Degree in Electrical Engineering) - Youngstown State University, Youngstown, 2015.
- ANTONINO, T. S. **Estudo da influência de tratamentos termomecânicos no conjunto resistência mecânica-tenacidade a fratura do aço API 5L X70**. 2011. 98 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 2011.
- ATIENZA, J. et al. Residual stresses in cold drawn pearlitic rods. **Scripta Materialia**, v. 52, n. 12, p. 1223-1228, jun. 2005.

- BAN, H. et al. Residual stress of 460MPa high strength steel welded box section: experimental investigation and modeling. **Thin-Walled Structures**, v. 64, p. 73-82, mar. 2013.
- BANEA, M. D. et al. Multi-material adhesive joints for automotive industry. **Composites Part B: Engineering**, v. 151, [S. n.], p. 71-77, out. 2018
- BOCCIARELLI, M.; MAIER, G. Indentation and imprint mapping method for identification of residual stresses. **Computational Materials Science**, v. 39, n. 2, p. 381-392, abr. 2007.
- BRANCO, R.; BERTO, F. High-Strength Low-Alloy Steels. **Metals**, v. 11, n. 7, p. 1000, jun. 2021.
- BRINKSMEIER, E.; SÖLTER, J. Prediction of shape deviations in machining. **Cirp Annals**, v. 58, n. 1, p. 507-510, mar. 2009.
- BRINKSMEIER, E.; SÖLTER, J.; GROTE, C. Distortion Engineering – Identification of Causes for Dimensional and Form Deviations of Bearing Rings. **Cirp Annals**, v. 56, n. 1, p. 109-112, mai. 2007.
- CALLISTER, W. D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. Rio de Janeiro: LTC, 2008.
- CARLISLE, O. J. **Modelling the effects of residual stress and material removal in sheet metal forming**. 2012. 195 f. Thesis (Doctoral Degree in Mechanical Engineering) - University of Ulster, Coleraine, 2012.
- CARLSSON, S.; LARSSON, P. L. On the determination of residual stress and strain fields by sharp indentation testing. **Acta Materialia**, v. 49, n. 12, p. 2179-2191, jul. 2001.
- CLARIN, M. **High Strength Steel: Local Buckling and Residual Stresses**. 2004. 163 f. Thesis (Doctoral Degree in Civil Engineering) - Luleå University of Technology, Luleå, 2004.
- CULLITY, B. D. **Elements of X-Ray Diffraction**. Boston: Addison-Wesley, 1978.
- DALY, I. D. **Residual Stress Determination using Hardness Testing**. 2014. 85 f. Final Year Project (Bachelor's Degree in Mechanical Engineering) – University of Limerick, Limerick, 2014.
- DAVIS, J. R.; DESTEFANI, J. D.; ZORC, T. B. **Metals Handbook: Forming and Forging**. Russell Township: ASM International, 1988.
- DAWSON, P. R.; MACEWEN, S. R.; WU, P-D. Advances in sheet metal forming analyses: dealing with mechanical anisotropy from crystallographic texture. **International Materials Reviews**, v. 48, n. 2, p. 86-122, abr. 2003.
- DIETER, G. E. **Metalurgia Mecânica**. Guanabara Dois: Rio de Janeiro, 1981.
- DONG, P. Length scale of secondary stresses in fracture and fatigue. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 85, n. 3, p. 128-143, mar. 2008.

FABRIS, A. **Influência da força do prensa-chapas na conformabilidade do aço HSLA440**. 2014. 88 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2014.

FAVARETTO, A. S.; VALLE, P. D.; CANCIGLIERI JUNIOR, O. O gerenciamento de ferramentas de corte na indústria automotiva: um estudo de casos na região metropolitana de Curitiba. **Produto & Produção**, v. 10, n. 3, p. 45-60, out. 2009.

FREES, M. V. S. **Avaliações sobre o processo de dobramento do aço NBR 6656 LNE 380**. 2017. 100 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2017.

FREITAS, F. N. C. **Adequabilidade das condições de laminação de um aço baixo-carbono à estampagem profunda**. 2003. 90 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2003.

GARDIOLO, M. S.; DROHOMERETSKI, E. Gestão enxuta da cadeia de suprimentos: um estudo bibliométrico. **Caderno PAIC**, v. 14, n. 1, p. 347-362, out. 2013.

GAZZARA, C. P. **The measurement of residual stress with x-ray diffraction**. Watertown: Army Materials and Mechanics Research Center, 1983.

GIL, A. C. **Como Elaborar Projetos de Pesquisa**. São Paulo: Atlas, 1991.

GINZBURG, V. B. **Steel-Rolling Technology: Theory and Practice**. Boca Raton: CRC Press, 1989.

GINZBURG, V. B. **Flat-rolled steel processes: advanced technologies**. Boca Raton: CRC Press, 2009.

GOMES, F. P. **Curso de estatística experimental**. Piracicaba: Nobel, 1990.

GONÇALVES, S. P. **Simulação numérica das distorções e tensões residuais em chapas grossas submetidas ao resfriamento acelerado em função das contrações térmicas**. 2017. 100 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas) – Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2017.

GONTIJO, F. K. et al. Análise de alternativas na cadeia de suprimentos de aço para a indústria automotiva utilizando a matriz SWOT. **Exacta - EP**, v. 12, n. 2, p. 13-26, abr. 2014.

GORNI, A. A. Cálculo da temperatura de não-recristalização para aços microligados, em função da interação entre a precipitação e recristalização da austenita. **REM – Revista Escola de Minas**, v. 52, n. 1, p. 21-25, mar. 1999.

GORNI, A. A. Os tratamentos termomecânicos garantem a competitividade dos produtos planos de aço. **Industrial Heating Brasil**, v. 16, [S. n.], p. 67-71, set. 2012.

GORNI, A. A. et al. Produção de Chapas Grossas Normalizadas Diretamente do Calor de Laminação. *In*: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO – PROCESSOS E PRODUTOS



LAMINADOS E REVESTIDOS, 34., 1997, Belo Horizonte. **Anais [...]**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 1997.

GORNI, A. A. et al. Desenvolvimento de aços microligados com alta resistência mecânica e boa ductilidade. *In: CONGRESSO ANUAL DA ABM*, 62., 2007, Vitória. **Anais [...]**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2007.

GORNI, A. A.; SILVEIRA, J. H. D.; FILHO, C. A. Efeito do processo de laminação a quente sobre as propriedades mecânicas de chapas finas de aço I.F. laminadas a frio. *In: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO E CONFORMAÇÃO*, 39., 2002, Ouro Preto. **Anais [...]**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2002.

GUJARATI, D. N.; PORTER, D. C. **Econometria Básica**. Porto Alegre: AMGH, 2011.

HARNIČÁROVÁ, M. et al. Predicting residual and flow stresses from surface topography created by laser cutting technology. **Optics & Laser Technology**, v. 52, p. 21-29, nov. 2013.

HLAVÁČEK, P.; BRUMEK, J.; HORSÁK, L. Using of abrasive water jet for measurement of residual stress in railway wheels. **Tehnički vjesnik**, v. 19, p. 387-390, 2012.

HOSFORD, W. F. **Solid Mechanics**. Cambridge: Cambridge University Press, 2010.

HUANG, X.; LIU, Z.; XIE, H. Recent progress in residual stress measurement techniques. **Acta Mechanica Sinica**, v. 26, n. 6, p. 570-583, dez. 2013.

HUANG, Y. M. et al. Micrometre scale residual stress measurement in fusion boundary of dissimilar steel welded joints using nanoindenter system. **Materials Science and Technology**, v. 27, n. 9, p. 1453-1460, set. 2011.

HUBER, N.; HEERENS, J. On the effect of a general residual stress state on indentation and hardness testing. **Acta Materialia**, v. 56, n. 20, p. 6205-6213, dez. 2008.

HUTCHINGS, M. T. et al. **Introduction to the characterization of residual stress by neutron diffraction**. Boca Raton: CRC Press, 2005.

JABBOUR, A. B. L. S. et al. Análise da relação entre manufatura enxuta e desempenho operacional de empresas do setor automotivo no Brasil. **Revista de Administração**, v. 48, n. 4, p. 843-856, dez. 2013.

KANDA, C. **Desenvolvimento de uma técnica para caracterização de tensões residuais em chapas finas**. 1999. 100 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 1999.

KANDIL, F. A. et al. **A Review of Residual Stress Measurement Methods - A Guide to Technique Selection**. Teddington: National Physical Laboratory, 2001.

KATO, T. et al. Stress Measurement by X-Ray Diffraction Method for Electrodeposited SnCu Coating on Alloy 42 Substrate. *In: ELECTRONIC AND TECHNOLOGY CONFERENCE*, 58., 2008, Lake Buena Vista. **Anais [...]**. New Jersey: IEEE, 2008.

KIRK, D. Residual stresses in shot peened components. **Shot Peener**, v. 18, n. 4, p. 24-26, 2004.

KHAN, M. A. et al. Abrasive water jet cutting process form machining metals and composites for engineering applications: a review. **Engineering Research Express**, v. 3, n. 2, p. 1-13, mai. 2021.

KOCKS, U. F.; TOMÉ, C. N.; WENK, H. R. **Texture and Anisotropy: Preferred Orientations in Polycrystals and their Effect on Material Properties**. Cambridge: Cambridge University Press, 1998.

LINO, J. J. P. **Laminação Controlada de um Aço Microligado ao Nióbio Visando a Obtenção do Grau API X60 em Laminador Steckel**. 2017. 147 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2017.

LIU, F. et al. Microstructure and residual stress of laser rapid formed Inconel 718 nickel-base superalloy. **Optics & Laser Technology**, v. 43, n. 1, p. 208-213, fev. 2011.

LORA, F. A. **Avaliação do processo de estampagem profunda de chapas de aço BH 180 e BH 220 utilizados na indústria automobilística**. 2009. 81 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.

LU, J. **Handbook of Measurement of Residual Stresses**. Atlanta: Fairmont Press, 1996.

MAITAN FILHO, P. L.; SIMOES, J. M. Estruturas Organizacionais e Indústria Automobilística: Os Desafios e Contradições de um Setor em Transformação. **Revista Uniabeu**, v. 8, n. 18, p. 114-128, abr. 2015.

MANOHAR, M. CO<sub>2</sub> laser beam cutting of steels: material issues. **Journal of Laser Applications**, v. 18, n. 2, p. 101-112, mai. 2006.

MARTINS, C. O. D. **Comparação entre técnicas de análise de tensões residuais em anéis para rolamentos**. 2004. 131 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2004.

MELADO, M. C. **Estudo das tensões residuais e caracterização das propriedades mecânicas e microestruturais de juntas soldadas de liga de alumínio AA5086**. 2014. 83 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal Fluminense, Niterói, 2014.

MELO, B. S. A. et al. Legislação e ferramentas de gestão no controle de qualidade da matéria-prima na fabricação de rações. **Revista Colombiana de Ciência Animal - Recia**, v. 10, n. 2, p. 197-210, jul. 2018.

MIANI, F.; PATRIZI, P. Definition of a New Parameter for Flatness Control in Hot Rolling Thin Metal Strip Production. *In*: THE IRON & STEEL TECHNOLOGY CONFERENCE AND EXPOSITION, 4., 2007, Indianapolis. **Proceedings [...]**. Pittsburgh: AIST, 2007.

MILENIN, A. et al. Numerical modeling and experimental identification of residual stresses in hot-rolled strips. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, v. 16, n. 1, p. 125-134, jan. 2016.

MOLLEDA, J.; USAMENTIAGA, R.; GARCÍA, D. On-Line Flatness Measurement in the Steelmaking Industry. **Sensors**, v. 13, n. 8, p. 10245-10272, ago. 2013.

MONTGOMERY, D. C.; RUNGER, G. C. **Applied Statistics and Probability for Engineers**. Hoboken: John Wiley & Sons, 2010.

MUKHERJEE, D. et al. Imposed thermal gradients and resultant residual stresses: physical and numerical simulations. **Materials Science and Technology**, v. 36, n. 10, p. 1020-1036, abr. 2020.

NARAYANASAMY, R.; NARAYANAN, C. S. Some aspects on fracture limit diagram developed for different steel sheets. **Materials Science and Engineering**, v. 417, n. 1-2, p. 197-224, fev. 2006.

NARAYANASAMY, R.; NARAYANAN, C. S.; PARTHASARATHI, N. L. Some analysis on stress and strain limit for necking and fracture during forming of some HSLA steel sheets. **Materials Science and Engineering**, v. 445-446, p. 427-439, fev. 2007.

NARIMATSU, H.; KUWADA, M.; GOTOH, K. A Study on Using Hot-Rolled Steel Sheet for Ship Superstructure. **Lecture Notes in Civil Engineering**, v. 65, [S. n.], p. 243-257, out. 2020.

NETTO, S. E. S. **Desenvolvimento do processo de construção de curvas limite de conformação**. 2004. 90 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2004.

NIKU-LARI, A.; LU, J.; FLAVENOT, J. F. Measurement of residual-stress distribution by the incremental hole-drilling method. **Journal of Mechanical Working Technology**, v. 11, n. 2, p. 167-188, mai. 1985.

NISHIOKA, K.; ICHIKAWA, K. Progress in thermomechanical control of steel plates and their commercialization. **Science and Technology of Advanced Materials**, v. 13, n. 2, p. 1-20, abr. 2012.

NUNES, R. M. **Análise de tensões residuais no processo de trefilação combinada do aço AISI 1048 visando minimizar distorções pós processamento**. 2008. 124 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2008.

NUNES, T. S. **Distribuição de tensões residuais introduzidas por deformação a frio em cobre**. 2021. 86 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) – Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2021.

OLIVEIRA, C. A. S.; SCHMITZ, E. Efeito da Têmpera Direta e Convencional na Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Garras para Recuperação de Sapatas em Aço

15B30. *In*: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, 4., 2007, São Pedro. **Anais [...]**. Rio de Janeiro: ABCM, 2007.

OLIVEIRA, R. R. **Avaliação da tensão residual em alumínio 7050 conformado pelo processo *peen forming***. 2011. 128 f. Dissertação (Mestrado em Tecnologia Nuclear) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 2011.

PAHUJA, R.; RAMULU, M.; HASHISH, M. Surface quality and kerf width prediction in abrasive water jet machining of metal-composite stacks. **Composites Part B: Engineering**, v. 175, p. 107-134, out. 2019.

PAIVA, F. M. S. **Influência das variáveis do resfriamento acelerado na microestrutura e na planicidade de chapas grossas de aço da classe API**. 2019. 106 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas) – Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2019.

PEREIRA, J. C. C. **Tensões Residuais Induzidas pela Operação de Fresamento dos Aços ABNT 1010 e ABNT 4340**. 2016. 194 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2016.

PRODANOV, C. C; FREITAS, E. C. **Metodologia do trabalho científico: métodos e técnicas da pesquisa e do trabalho acadêmico**. Novo Hamburgo: Feevale, 2013.

RANA, R.; SINGH, S. B. **Automotive steels: design, metallurgy, processing and applications**. Cambridge: Woodhead Publishing, 2017.

RAJENDRAN, S. S. et al. Ultrasonic Based Non-destructive Testing Technique for Predicting Shape Defects in Rolled Steel Sheets. **Isij International**, v. 59, n. 1, p. 93-97, jan. 2019.

RIZZO, E. M. S. **Processos de laminação a quente de produtos planos de aço**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2011.

ROCHA, R. S. **Avaliação do alívio mecânico de tensões residuais devido à sobrecarga provocada por teste hidrostático**. Dissertação (Mestrado Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.

RODACOSKI, M. R. **Medição de tensões residuais com holografia eletrônica**. 1997. 204 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 1997.

RODRIGUES, L. D. **Medição de Tensões Residuais em Tubos Visando a Determinação de Esforços em Dutos Enterrados**. 2007. 155 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2007.

ROMANO, P.; VINELLI, A. Quality management in a supply chain perspective. **International Journal of Operations & Production Management**, v. 21, n. 4, p. 446-460, abr. 2001.

ROSSINI, N. S. et al. Methods of measuring residual stresses in components. **Materials & Design**, v. 35, p. 572-588, mar. 2012.

SANTOS, C. Z. **Estudo da tensão residual através de difração de raios X em aço inoxidável duplex submetido a diferentes tratamentos térmicos**. 2012. 94 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Espírito Santos, Vitória, 2012.

SARTI, F.; BORGUI, R. A. Z. **Evolução e desafios da indústria automotiva no Brasil: contribuição ao debate**. São Paulo: Friedrich-Ebert-Stiftung Brasil, 2015.

SCHAEFFER, L.; NUNES, R. M.; BRITO, A. M. G. **Tecnologia da Estampagem de Chapas Metálicas**. Porto Alegre: Imprensa Livre, 2017.

SCHAJER, G. S. Measurement of Non-Uniform Residual Stresses Using the Hole-Drilling Method. Part I - Stress Calculation Procedures. **Journal of Engineering Materials and Technology**, v. 110, n. 4, p. 338-343, out. 1988.

SCHAJER, G. S. **Practical residual stress measurement methods**. Hoboken: John Wiley & Sons, 2013.

SCHAJER, G. S.; WHITEHEAD, P. S. **Hole-Drilling Method for Measuring Residual Stresses**. San Rafael: Morgan & Claypool Publishers, 2018.

SOARES, A. C. C. **Avaliação dos efeitos da plasticidade na medição de tensões residuais pelo método do furo cego**. 2003. 236 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2003.

SON, R. C.; SIM, K. H.; O, S. H. FE Simulation of the Influence of Roll Diameter Difference on the Plate Curvature during Hot Plate Rolling. **Steel Research International**, v. 90, n. 4, p. 1800007, abr. 2018.

SOUSA, D. A. **Determinação de Tensões Residuais em Materiais Metálicos por meio de Ensaio de Dureza**. 2012. 140 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de São João Del-Rei, São João Del-Rei, 2012.

SURESH, S.; GIANNAKOPOULOS, A. E. A new method for estimating residual stresses by instrumented sharp indentation. **Acta Materialia**, v. 46, n. 16, p. 5755-5767, out. 1998.

SUTERIO, R. **Medição de Tensões Residuais por Indentação Associada à Holografia Eletrônica**. 2005. 169 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2005.

TABOR, D. **Hardness of Metals**. Cambridge University Press: Cambridge, 1951.

TAMURA, I. et al. **Thermomechanical Processing of High-strength Low-alloy Steels**. Oxford: Butterworth-Heinemann, 1988.

TAMURA, M. T. **An assessment of the drilling process employed by the Hole-Drilling Method for residual stress measurements**. 2016. 177 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2016.

TANAKA, T. Controlled rolling of steel plate and strip. **International Metals Reviews**, v. 26, n. 1, p. 185-212, jan. 1981.

TEBEDGE, N.; ALPSTEN, G.; TALL, L. Residual-stress measurement by the sectioning method. **Experimental Mechanics**, v. 13, n. 2, p. 88-96, fev. 1973.

TOTTEN, G. E.; HOWES, M.; INOUE, T. **Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel**. Russell Township: ASM International, 2002.

TOTTEN, G. E.; MACKENZIE, D. S. **Handbook of aluminum: vol. 1: physical metallurgy and processes**. Boca Raton: CRC Press, 2003.

TRIOLA, M. F. **Introdução à estatística**. Rio de Janeiro: LTC, 1999.

TRŠKO, L. et al. Microstructure and residual stress analysis of Strenx 700 MC welded joint. **Production Engineering Archives**, v. 26, n. 2, p. 41-44, 2020.

UPPGÅRD, T. **Estimation of Post-Rolling Effects in Cold Rolled Aluminium Strips**. 2008. 152 f. Thesis (Doctoral Degree in Mechanical Engineering) - Örebro University, Örebro, 2008.

URANGA, P.; RODRÍGUEZ-IBABE, J. M. Thermomechanical Processing of Steels. **Metals**, v. 10, n. 5, p. 641, mai 2020.

USIMINAS. **Catálogo de Tiras a Quente**. Belo Horizonte: Usiminas, 2021.

VIANA, C. S.; LOPES, A. M. Textura de transformação de fases. *In*: WORKSHOP SOBRE TEXTURA E RELAÇÕES DE ORIENTAÇÃO, 1., 2001, São Paulo. **Anais [...]**. São Paulo: EPUSP, 2001.

WANG, S. et al. Influence of Residual Stress on Shape of Heavy-gauge, High-strength Steel Caused by Cooling Process after Hot Rolling. **Journal of Iron and Steel Research International**, v. 23, n. 6, p. 547-552, jun. 2016.

WITEK, S.; MILENIN, A. Numerical analysis of temperature and residual stresses in hot-rolled steel strip during cooling in coils. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, v. 18, n. 2, p. 659-668, fev. 2018.

WITHERS, P. J.; BHADSHIA, H. K. D. H. Residual stress. Part 2 – Nature and origins. **Materials Science and Technology**, v. 17, n. 4, p. 366-375, abr. 2001a.

WITHERS, P. J.; BHADSHIA, H. K. D. H. Residual stress. Part 1 – Measurement techniques. **Materials Science and Technology**, v. 17, n. 4, p. 355-365, abr. 2001b.

YANG, Y. P. et al. Experimental and Finite Element Study of Laser Cutting Induced Distortion in A Production Environment. *In*: INTERNATIONAL CONFERENCE ON COMPUTATIONAL ENGINEERING & SCIENCE, 31., 2002, Reno. **Proceedings [...]**. [S.l.]: Tech Science Press, 2002.

YUNG, D. **Métodos, mecanismos e modelos de relaxação de tensões residuais em materiais metálicos**. 2008. 98 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Aeronáutica e Mecânica) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2008.

ZIGGERS, G. W.; TRIENEKENS, J. Quality assurance in food and agribusiness supply chains: developing successful partnerships. **International Journal of Production Economics**, v. 60-61, [S. n.], p. 271-279, abr. 1999.

ZIPF, M. E. An analysis of temper mills in heavy gauge leveling / cut-to-length lines. *In*: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO – PROCESSOS E PRODUTOS LAMINADOS E REVESTIDOS, 49., 2012, Rio de Janeiro. **Anais [...]**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2012.