



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MÊCANICA

ESTUDO DA HETEROGENEIDADE DE DEFORMAÇÃO
EM CHAPAS DE AÇO AISI 304 SUBMETIDAS A UM
PASSE DE LAMINAÇÃO A FRIO

ADRIANO AMÂNCIO TRAJANO

Belo Horizonte, 16 de Fevereiro de 2017.

Adriano Amâncio Trajano

**ESTUDO DA HETEROGENEIDADE DE DEFORMAÇÃO
EM CHAPAS DE AÇO AISI 304 SUBMETIDAS A UM
PASSE DE LAMINAÇÃO A FRIO**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Processos de Fabricação.

Orientadora: Profa. Dra. Maria Teresa Paulino Aguiar.

Universidade Federal de Minas Gerais

Coorientadora: Prof. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa.

Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais

Belo Horizonte

Escola de Engenharia da UFMG

2017



Universidade Federal de Minas Gerais
Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica
Av. Antônio Carlos, 6627 – Pampulha – Belo Horizonte – MG
Tel.: +55 31 3499-5145 – Fax.: +55 31 3443-3783
www.demec.ufmg.br – E-mail: cpgmec@demec.ufmg.br

ESTUDO DA HETEROGENEIDADE DE DEFORMAÇÃO EM CHAPAS DE AÇO AISI 304 SUBMETIDAS A UM PASSE DE LAMINAÇÃO A FRIO

ADRIANO AMÂNCIO TRAJANO

Dissertação defendida e aprovada em 16 de Fevereiro de 2017, perante Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de “Mestre em Engenharia Mecânica”, na área de concentração “Processos de Fabricação”.

Profa. Dra. Maria Teresa Paulino Aguiar – UFMG/DEMC – Orientadora

Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa – CEFET/MG – Coorientadora

Prof. Dr. Wellington Lopes – CEFET/MG

Prof. Dr. Alisson Duarte da Silva – UFMG/DEMC

AGRADECIMENTOS

A *Vivianne Carvalho da Cunha Trajano*, minha fonte de alegria e motivação.

A Professora *Maria Teresa Paulino Aguilar*, pela atenção, carinho e orientação.

A Professora *Elaine Carballo Siqueira Corrêa*, pelo inestimável suporte nos ensaios experimentais e na revisão deste trabalho.

Ao Professor *Paulo Roberto Cetlin*, pelas orientações técnicas e sugestões.

Ao *Benedito Carneiro de Andrade Junior*, parceiro de trabalho e realizações.

Ao senhor *Estevesson Ferreira Miqueletti*, para importante contribuição nas laminações experimentais deste trabalho.

Aos amigos *Bruno Linhares, Lucas Pegoraro e Pedro Malaquias*, pelas incontáveis contribuições nas simulações numéricas contidas neste trabalho.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	7
LISTA DE TABELAS	9
LISTA DE GRÁFICOS.....	10
NOMENCLATURAS	12
RESUMO	13
1 INTRODUÇÃO.....	14
2 OBJETIVOS.....	16
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	17
3.1 Aços Inoxidáveis Austeníticos	17
3.2 Laminação de chapas.....	21
3.2.1 Considerações Gerais	21
3.2.2 Laminação a frio.....	23
3.2.3 Heterogeneidade de deformação	26
3.2.3.1 Conceito.....	26
3.2.3.2 Avaliação da heterogeneidade da deformação	28
3.2.3.3 Tensões residuais na laminação a frio	36
3.3 Caminho de Deformação	38
3.3.1 Conceitos preliminares	38
3.3.2 Caminho de deformação e heterogeneidade de deformação	43
3.3 Método dos elementos finitos.....	44
4 MATERIAL E MÉTODOS.....	47
4.1 MATERIAL	48
4.2 MÉTODOS.....	51
4.2.1 Procedimento Experimental	51

4.2.1.1	Determinação das condições de recozimento e recozimento e caracterização da microestrutura das amostras	51
4.2.1.2	Ensaio de tração do material recozido	54
4.2.1.3	Determinação da relação entre a deformação (ϵ) e a microdureza Vickers (HV) do material recozido	56
4.2.1.4	Laminação a frio das amostras de aço AISI 304	57
4.2.1.5	Determinação dos perfis microdureza e de deformação do material laminado a frio	58
4.2.1.5	Ensaio de tração das amostras laminadas a frio	59
4.2.2	Simulações computacionais.....	59
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	65
5.1	Resultados Experimentais	65
5.1.1	Caracterização do material recozido.....	65
5.1.2	Determinação da relação entre a deformação e a microdureza Vickers do material recozido	66
5.1.3	Determinação dos perfis de microdureza e deformação do aço AISI 304 após laminação a frio	67
5.1.4	.Distribuição da deformação efetiva ao longo da espessura.....	69
5.1.5	Determinação da curva tensão efetiva deformação efetiva do aço laminado.....	72
5.2	Simulações numéricas por elementos finitos	74
5.2.1	Distribuição da deformação efetiva ao longo da espessura.....	74
5.2.2	Ensaio de tração das amostras laminadas a frio.....	79
6	CONCLUSÕES	82
	ABSTRACT.....	83
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	84

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 3.1: Quadro representativo da Família 300 de aços inoxidáveis austeníticos.	17
FIGURA 3.2: Imagem ilustrativa do processo de laminação.	21
FIGURA 3.3: Imagem ilustrativa de uma cadeira de laminação.	22
FIGURA 3.4: Imagem ilustrativa de distorções presentes na laminação de uma chapa.	26
FIGURA 3.5: Perfil de velocidade e atrito na laminação de chapas.	27
FIGURA 3.6: Esforços atuantes na região plástica de laminação.	28
FIGURA 3.7: Imagem ilustrativa das tensões residuais na laminação de chapas.	37
FIGURA 4.1: Representação esquemática das etapas de trabalho.	48
FIGURA 4.2: Representação esquemática (a) do corpo de prova cilíndrico em milímetros e imagem ilustrativa (b).	49
FIGURA 4.3: Representação esquemática em milímetros (a) do corpo de prova de aço inoxidável AISI 304 a ser recozido e laminado e imagem ilustrativa (b).	50
FIGURA 4.4: Representação esquemática (a) do corpo de prova chato em milímetros e imagem ilustrativa (b).	50
FIGURA 4.5: Forno empregado no recozimento.	52
FIGURA 4.6: Microscópio óptico.	53
FIGURA 4.7: Microdurômetro Vickers.	53
FIGURA 4.8: Máquina de ensaios de tração.	54
FIGURA 4.9: Laminador Froolhing.	57
FIGURA 4.10: Representação das medições de dureza ao longo da seção transversal das amostras.	58
FIGURA 4.11: Imagem ilustrativa do modelo de simulação de laminação a frio em 2D.	60
FIGURA 4.12: Imagem ilustrativa da medição da deformação efetiva de uma chapa laminada utilizando pontos de captação.	61
FIGURA 4.13: Imagem ilustrativa de um corpo de prova construído a partir da simulação de laminação a frio de um aço inoxidável 304, com a distribuição de deformação para uma redução de 10% de sua espessura.	62
FIGURA 4.14: Imagem ilustrativa do corpo de prova das amostras de aço inoxidável austenítico 304, pré- laminadas a frio, com 1/8 de suas dimensões originais.	63

FIGURA 5.1: Imagens (MO) do aço AISI 304 após recozimento e ataque com ácido clorídrico PA (amostras recozidas no centro do forno, (a) e (b) ampliação).....	65
FIGURA 5.2: Distribuição da deformação efetiva do corpo de prova ao longo da espessura, após a laminação do aço AISI 304, para as reduções de 5,92% 10,93% e 16,90%.....	74

LISTA DE TABELAS

TABELA 1: Faixas de trabalho da taxa de deformação para diversos tipos de ensaios (DIETER, 1981).	20
TABELA 4.1: Parâmetros de simulação da laminação a frio no programa DEFORM 2D/3D.....	60
TABELA 4.2: Condições da simulação utilizadas nos ensaios de tração após laminação a frio.....	64
TABELA 5.1: Medições de microdureza para o aço AISI 304 após recozimento.....	66
TABELA 5.2: Valores encontrados para a deformação média (ϵ_m) e para o fator de heterogeneidade (FH), para cada redução.....	70
TABELA 5.3: Valores encontrados para o coeficiente de deformação redundante e para o parâmetro Δ , para cada redução imposta.....	71
TABELA 5.4: Deformação média (ϵ_m), coeficiente de deformação redundante (ϕ) e o fator de heterogeneidade (FH) para cada redução, obtidos por simulação e experimentalmente.....	78

LISTA DE GRÁFICOS

GRÁFICO 3.1: Curva tensão deformação de um aço inoxidável austenítico, deformado em diferentes taxas de deformação.....	19
GRÁFICO 3.2: Efeito da laminação a frio sobre as limite de resistência, tensão de escoamento e ductilidade de chapas de aços inoxidáveis AISI 304 laminadas a frio	24
GRÁFICO 3.3: Efeito da laminação a frio sobre o comportamento da curva tensão deformação de chapas de aços AISI 304 laminadas a frio	25
GRÁFICO 3.4: Relação dureza-deformação para o cobre, obtida em ensaios de tração com diferentes reduções do corpo de prova	29
GRÁFICO 3.5: Perfil de microdureza para o alumínio trefilado	30
GRÁFICO 3.6: Relação deformação-microdureza para o alumínio trefilado.....	30
GRÁFICO 3.7: Perfil de deformação obtido em função do perfil de microdureza e da relação microdureza x deformação para o alumínio trefilado	31
GRÁFICO 3.8: Variação do fator de heterogeneidade e do parâmetro Δ na laminação a frio do cobre.....	32
GRÁFICO 3.9: Variação do fator de heterogeneidade para várias reduções de espessura no cobre laminado	33
GRÁFICO 3.10: Variação do fator de heterogeneidade para diferentes reduções de espessura do cobre laminado	33
GRÁFICO 3.11: Relação $\log HV$ x $\log \epsilon$, para ajuste da equação $HV = K\epsilon^n$	34
GRÁFICO 3.12: Relação HV x ϵ , obtida experimentalmente	35
GRÁFICO 3.13: Perfil de deformação para o aço AISI 304 laminado a frio	36
GRÁFICO 3.14: Variação da dureza e do sentido de deformação para aços com diferentes teores de carbono	39
GRÁFICO 3.15: Efeito do caminho de deformação na curva de escoamento de metais40	
GRÁFICO 3.16: Efeito da aplicação da pré-deformação por laminação na tração subsequente de cobre: (a) curvas tensão-deformação e (b) curvas taxa de encruamento-tensão	41
GRÁFICO 5.1: Curvas tensão efetiva deformação efetiva para o aço AISI 304 recozido obtidas no ensaio de tração.....	66
GRÁFICO 5.2: Curva microdureza Vickers deformação para o aço AISI 304.	67

GRÁFICO 5.3: Distribuição da microdureza das chapas laminadas com reduções de 5,92%, 10,93%, 16,9%, ao longo da espessura de laminação.	68
GRÁFICO 5.4: Distribuição da deformação efetiva das chapas laminadas com reduções de 5,92%, 10,93%, 16,9%, ao longo da espessura.	69
GRÁFICO 5.5: Comportamento do coeficiente de deformação redundante ϕ em função do parâmetro Δ obtido experimentalmente, em comparação com a equação que relaciona estes parâmetros determinado por Giosa (1988).....	71
GRÁFICO 5.6: Curvas tensão deformação para o aço inoxidável AISI 304, com reduções de 5,92%, 10,93% e 16,90% e comparação destas curvas com a curva tensão deformação do material recozido	72
GRÁFICO 5.7: Curvas tensão deformação dos corpos de prova pré-laminados, tracionados e deslocados segundo a deformação média e a curva tensão deformação do material recozido, obtido experimentalmente	73
GRÁFICO 5.8: Distribuição da simulação da deformação efetiva das chapas laminadas com reduções de 5,92%, 10,93%, 16,9%, ao longo da espessura	75
GRÁFICO 5.9: Comparação entre os perfis de deformação obtidos por simulação numérica e por ensaios experimentais de chapas laminadas com reduções de 5,92%, 10,93%, 16,9%, ao longo da espessura	76
GRÁFICO 5.10: Curvas microdureza - deformação efetiva: (a) aço baixo carbono extrudado e (b) alumínio laminados	77
GRÁFICO 5.11: Comportamento do coeficiente de deformação redundante ϕ em função do parâmetro Δ , obtidos na simulação numérica e em ensaios experimentais.....	78
GRÁFICO 5.12: Curvas tensão deformação, obtidas por simulação numérica, para o aço inoxidável AISI 304, com reduções de 5,92%, 10,93% e 16,90% e comparação destas curvas com a curva tensão deformação do material recozido	79
GRÁFICO 5.13: Curvas tensão deformação, obtidas por simulação numérica, para o aço inoxidável AISI 304, com reduções de 5,92%, 10,93% e 16,90% e comparação destas curvas com a curva tensão deformação do material recozido e dos ensaios experimentais, com as mesmas reduções	80
GRÁFICO 5.14: Curvas tensão deformação simuladas dos corpos de prova pré-laminados e deslocados segundo a deformação média e a curva tensão deformação do material recozido	81

NOMENCLATURAS

A_0 : área inicial da seção transversal do corpo de prova.

A_f : área final da seção transversal do corpo de prova.

h_0 : espessura inicial da chapa.

h_f : espessura final da chapa.

r : redução imposta na laminação.

d_i : diâmetro inicial da barra.

d_f : diâmetro final da barra.

HV: microdureza Vickers.

v_e : velocidade de entrada chapa após a laminação.

v_s : velocidade de saída da chapa após a laminação.

v_p : velocidade periférica.

$d\phi$: ângulo do plano neutro de laminação.

R' : raio do cilindro de laminação.

ϵ_m : deformação média.

v_l : velocidade de laminação.

P : carga instantânea aplicada.

S : tensão de engenharia.

e : deformação convencional.

$\gamma \rightarrow \alpha'$: transformação de fase austenita-martensita.

α' : martensita α' (CCC).

γ : austenita.

Δ : parâmetro que relaciona aspectos geométricos inerentes ao processo de laminação.

ϵ : martensita ϵ (HC).

ϵ : deformação homogênea.

ϵ' : taxa de deformação.

F.H.: fator de heterogeneidade.

ϕ : coeficiente de deformação redundante.

μ : coeficiente de atrito.

τ : tensão cisalhante.

σ : tensão normal.

σ_l : tensão de laminação.

RESUMO

A necessidade de obtenção de produtos com melhores propriedades mecânicas tem motivado a realização de estudos sobre as variações na deformação de materiais conformados. Neste contexto, este trabalho analisa o comportamento da heterogeneidade da deformação na laminação do aço AISI 304, por meio de ensaios experimentais e simulações numéricas pelo método de elementos finitos. Nos ensaios experimentais foi utilizado o método dos perfis de microdureza com o objetivo de avaliar a distribuição de deformação ao longo da espessura de chapas laminadas com reduções de 5, 92%, 10, 93% e 16,90%, ao passo que nas simulações os perfis de deformações foram obtidos pela simulação da laminação nas referidas reduções. Com base nestes resultados, foram calculados os parâmetros relacionados ao estudo da deformação heterogênea, como a deformação média (ϵ_m), o fator de heterogeneidade (F.H.) e o coeficiente de deformação redundante (ϕ). Posteriormente, foram obtidas as curvas tensão deformação das amostras pré-laminadas e comparadas com a curva tensão das amostras recozidas. Pôde-se observar que a deformação no centro do material laminado foi menor que as deformações na borda da chapa e que os corpos de prova pré-laminados do aço AISI 304 apresentaram características de encruamento distintas após os ensaios de tração.

Palavras-chave: Laminação a frio, Heterogeneidade de deformação, Encruamento, Métodos elementos finitos.

1 INTRODUÇÃO

Usualmente, os metais processados por conformação mecânica, diferentemente do que ocorre no ensaio de tração, apresentam heterogeneidade de deformação. Essa heterogeneidade está diretamente relacionada ao fato de que a parte central do material, durante o processamento mecânico, é submetida apenas a esforços de tração ou compressão, enquanto que as camadas mais externas ficam sujeitas a esforços de compressão e cisalhamento, fazendo com essas camadas apresentem maior deformação (CETLIN, 1984). A heterogeneidade de deformação introduz, além da necessária para mudanças de forma, deformações que não contribuem para que haja mudança nas dimensões da chapa. Essa heterogeneidade é comumente analisada por meio de um valor de deformação médio, ε_m .

O cálculo da deformação média pode ser realizado por meio de vários métodos encontrados na literatura (HILL e TUPPER, 1948; BACKOFEN, 1955; THOMSEN, 1968). Dentre eles, destaca-se o método dos perfis de microdureza, no qual se calcula o perfil de distribuição de deformação ao longo da seção transversal do metal processado a partir do seu perfil de microdureza, tendo como base a relação da microdureza com a deformação obtida através do ensaio de tração (CORRÊA, 2010). A deformação média é, posteriormente, calculada a partir do perfil de deformação, utilizando o teorema do valor médio do cálculo integral. A deformação média se relaciona com a deformação imposta ao material processado por meio de um parâmetro denominado coeficiente de deformação redundante (ϕ) (CADDEL e ATKINS, 1964; GIOSA, 1988; KAZEMINEZAHAD, 2008). Acredita-se que utilizando a deformação média ou o coeficiente de deformação redundante (ϕ), é possível a previsão das propriedades e do comportamento mecânico do material, por meio da curva tensão-deformação convencional do material recozido.

A heterogeneidade de deformação na laminação de chapas foi estudada por Hundy e Singer (1955), Backofen (1972), Giosa (1988) e Engler *et. al.*(2008). Esses pesquisadores associaram a deformação redundante à geometria do processo de laminação, por meio de um parâmetro calculado em função da espessura média e do comprimento do arco de contato do cilindro.

Nos estudos de Giosa (1988) utilizou-se o método dos perfis de microdureza para calcular o coeficiente de deformação redundante que, então, foi relacionado com o parâmetro geométrico. Os resultados indicaram uma tendência de heterogeneidade de deformação mesmo para pequenas reduções.

Neste contexto, esse trabalho analisa a influência da redução imposta pela laminação na heterogeneidade de deformação do aço AISI304 laminado a frio, em um passe. Essa influência é avaliada por meio da análise dos perfis de deformação e da previsão do comportamento da curva tensão deformação do material laminado submetido à tração ulterior.

2 OBJETIVOS

O objetivo geral deste trabalho foi estudar a influência da redução imposta por um passe de laminação a frio na heterogeneidade de deformação do aço AISI304. Para tanto, os seguintes objetivos específicos devem ser atingidos:

- 1- avaliar a heterogeneidade de deformação utilização o método dos perfis de microdureza;
- 2- avaliar a heterogeneidade de deformação utilização simulação por elementos finitos;
- 3- prever o comportamento da curva tensão deformação do material laminado a frio e tracionado utilizando a deformação média obtida nos experimentos e nas simulações numéricas.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços Inoxidáveis Austeníticos

Aços inoxidáveis austeníticos compreendem uma classe de aços inoxidáveis com grande aplicação industrial, cujas principais características mecânicas são: alta capacidade de conformação a frio, grande resistência à corrosão, boa capacidade de soldagem e resistência ao calor, o que lhe confere grande aplicação industrial. Tais aços possuem estrutura cúbica de face centrada (CFC), podem ser endurecidos por meio de conformação a frio, além de possuírem excelentes propriedades criogênicas e alta resistência mecânica em temperaturas elevadas. A classe de aços inoxidáveis austeníticos é representada principalmente pela família 300, que compreende aços que contêm em sua estrutura até 35% de cromo, 8% a 26% de níquel, até 2% de manganês e menores porcentagens de carbono e nitrogênio (FIG 3.1).

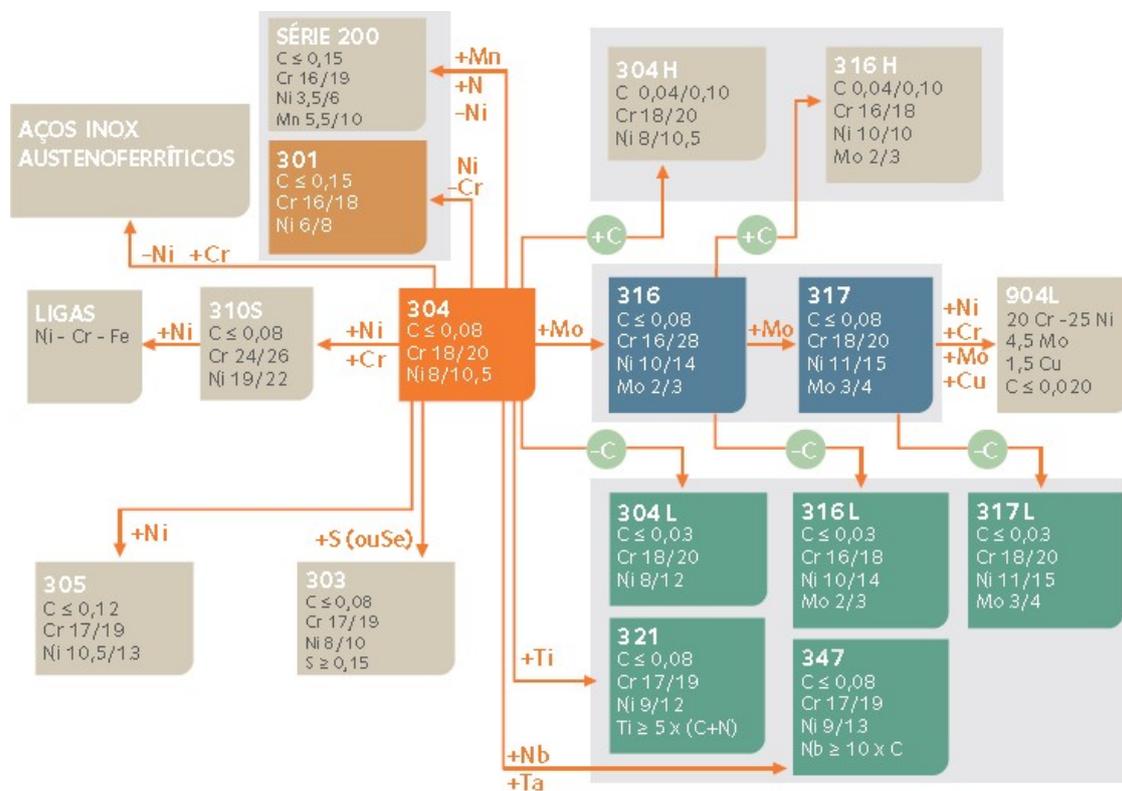


FIGURA 3.1: Quadro representativo da Família 300 de aços inoxidáveis austeníticos.

FONTE: CATÁLOGO ARCELORMITTAL, 2014.

Esses elementos de liga são fundamentais na formação de fases presentes em sua microestrutura, como carbonetos, nitretos, boretos, sulfetos, fases intermetálicas, que dependendo do tamanho, quantidade e distribuição influenciarão nas propriedades mecânicas do metal (PADILHA e GUEDES, 2004). Em seu estado recozido, os aços inoxidáveis austeníticos apresentam limite de escoamento entre 200 a 250 MPa e alongamento uniforme na faixa de 35 a 45%.

Diversos trabalhos têm procurado buscar melhorias nas propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis austeníticos por meio de mecanismos de aumento de resistência do aço. Dentre eles podem ser citados: endurecimento por solução sólida, aumento da resistência mecânica pela transformação martensítica induzida por deformação e o efeito da taxa de deformação sobre a estrutura dos aços inoxidáveis austeníticos.

Com relação ao endurecimento por solução sólida, Padilha e Guedes (2004) constataram que a adição de nitrogênio em teores de até 0,4% nos aços inoxidáveis austeníticos é uma alternativa para se melhorar suas propriedades mecânicas, elevando o limite de escoamento acima de 500 MPa, com a ductilidade do material permanecendo praticamente inalterada. Segundo os autores, o limite de escoamento está diretamente relacionado com a concentração de elementos de liga no aço inoxidável austenítico, enquanto que a ductilidade pode ser aumentada pela adição de níquel.

Dentre os elementos utilizados na composição dos aços inoxidáveis austeníticos para regular suas propriedades mecânicas, existem componentes que atuam como estabilizadores, como o nióbio e o titânio, que contribuem para melhorar a resistência à fluência, bem como reduzir as tensões intergranulares do metal (LAHA, 2007). O titânio e nióbio também podem ser utilizados para aumentar a resistência à corrosão do aço, bem como melhorar as propriedades mecânicas em temperaturas elevadas (ABDEL, 2006). O aumento da resistência mecânica nos aços inoxidáveis austeníticos também pode ser obtido pelas transformações martensíticas induzidas, quando os mesmos são sujeitos à conformação mecânica plástica. Por meio desse processo consegue-se elevar os limites de escoamento e de resistência para valores superiores a 1000 MPa (MILAD *et. al.*, 2008).

Na transformação de fase induzida por deformação plástica, também conhecida como efeito TRIP (*Transformation Induced Plasticity*), ocorre a mudança de fase martensítica em temperaturas próximas a ambiente. Normalmente, a transformação martensítica induzida por deformação segue as seguintes etapas: austenita (γ) \rightarrow , martensita (ϵ) \rightarrow martensita (α'). Ao final da transformação de fase ($\gamma \rightarrow \alpha'$) é constatada uma expansão volumétrica de aproximadamente 3% nos aços inoxidáveis austeníticos, o que pode causar uma diferença de volume entre as fases (SPENCER, 2004).

A transformação martensítica é caracterizada por ser uma reação adifusional, que se processa devido à ocorrência de planos cristalográficos, que cisalham devido à nucleação de uma matriz martensítica (PADILHA, GUEDES, 2004). Outro parâmetro relevante nos processos de conformação em aços inoxidáveis austeníticos é a taxa de deformação (“strain rate”), que expressa a deformação imposta ao material ao longo do tempo, podendo afetar a resistência no metal (DIETER, 1981). Este parâmetro é comumente definido através da equação $\dot{\epsilon} = d\epsilon/dt$ (s^{-1}), podendo ser definida por meio da velocidade e da altura instantânea do material sendo deformado, por meio da equação $\dot{\epsilon} = v / l$ (s^{-1}). O aumento da taxa de deformação induz o aumento do endurecimento do material mais rapidamente, o que leva ao aumento da resistência à tração (GRA. 3.1).

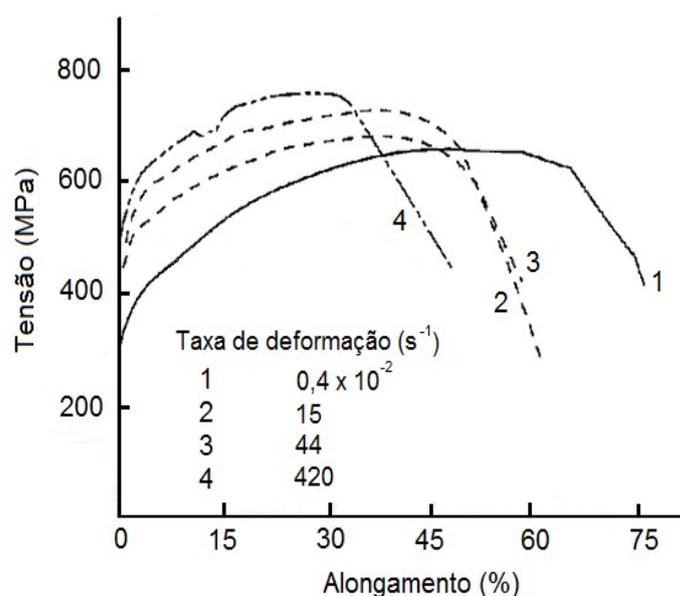


GRÁFICO 3.1: Curva tensão deformação de um aço inoxidável austenítico, deformado em diferentes taxas de deformação.

FONTE: KHATAK, RAJ, 2002.

O cálculo da taxa de deformação é um fator importante a ser analisado quando leva-se em consideração os diferentes tipos de ensaios mecânicos utilizados para caracterizar um determinado material (TAB. 01), o que leva a estabelecer determinadas faixas de trabalho, que variam conforme e aplicabilidade e o propósito do teste (DIETER, 1981).

TABELA 1: Faixas de trabalho da taxa de deformação para diversos tipos de ensaios (DIETER, 1981).

Taxa de deformação	Tipos de testes aplicados
10^{-8} a 10^{-5} s^{-1}	Teste de fluência a cargas ou tensões constantes
10^{-5} a 10^{-1} s^{-1}	Teste de tensão estática com máquina hidráulica
10^{-1} a 10^2 s^{-1}	Teste de compressão ou tensões dinâmicas
10^2 a 10^4 s^{-1}	Teste de alta velocidade (ensaio de impacto)
10^4 a 10^8 s^{-1}	Teste de impacto de ultra - velocidade

Estudos a cerca do efeito da taxa de deformação nas propriedades mecânicas e na transformação de fase de austenita em martensita α' para os aços inoxidáveis austeníticos, utilizando ensaios de tração com duas diferentes taxas de deformação, $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ e $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, foram realizados por Talonen *et. al.* (2013), com temperaturas variando entre $-80 \text{ }^\circ\text{C}$ e $100 \text{ }^\circ\text{C}$. Os resultados indicaram que a variação de temperatura causou significativa diferença no comportamento destes aços, principalmente em relação à taxa de deformação. No entanto, à temperatura ambiente, a transformação de fase austenita-martensítica induzida por deformação foi o mecanismo de deformação dominante, com quantidade maior de formação de martensita α' em baixas taxas de deformação. Acima da temperatura ambiente, a transformação de fase austenita-martensíticas sofreu um decréscimo em ambos os aços, com o limite de resistência à tração tanto maior quanto menor for a taxa de deformação.

Estudos semelhantes foram realizados por Peng *et. al.* (2015), utilizando técnicas de simulação computacional para reproduzir o comportamento do aço inoxidável austenítico 304 em ensaios de tração com taxas de deformação distintas. Os resultados mostraram que, com o aumento da taxa de deformação, a temperatura interna aumentou, o que tende a suprimir a transformação de fase austenita-martensítica induzida por deformação. Além disso, o parâmetro α , utilizado como um fator de medição da taxa de formação de bandas de cisalhamento variou diretamente com o aumento da taxa de deformação.

3.2 Laminação de chapas

3.2.1 Considerações Gerais

A laminação é um processo de conformação no qual a seção transversal do metal é reduzida pela passagem deste entre dois cilindros que giram em sentido contrário (FIG. 3.2). O processo envolve tensões compressivas e tensões cisalhantes superficiais, resultantes da fricção entre os cilindros e o metal laminado (HELMAN, 1988). Tal processo é utilizado na produção de uma grande variedade de produtos, como barras, perfis estruturais, trilhos, chapas, fios-máquina, tubos, dentre outros produtos.

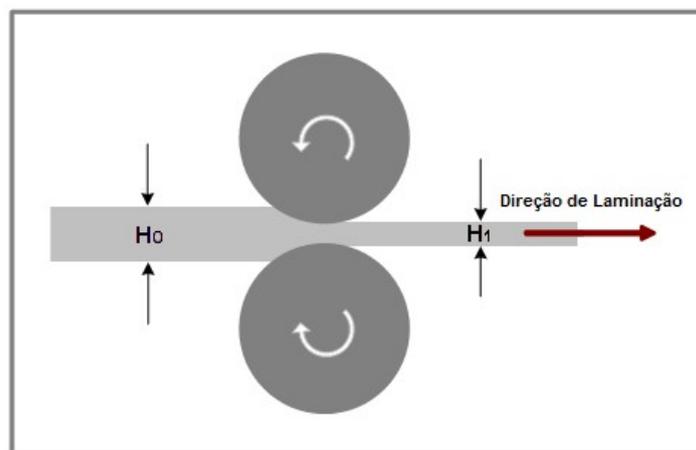


FIGURA 3.2: Imagem ilustrativa do processo de laminação.

No caso específico de chapas, comumente, a obtenção da espessura desejada é obtida por meio de uma sequência de passes de laminação, com uso de equipamentos denominados de laminadores ou cadeiras de laminação. Esses equipamentos são dispostos em linha, em um trem de laminação (FIG 3.3), com uma distância pré-determinada entre eles, de modo que a laminação do material ocorra de forma sucessiva e simultânea, reduzindo gradativamente a seção transversal do material, por meio de um processo denominado laminação contínua (GINZBURG, 2005).

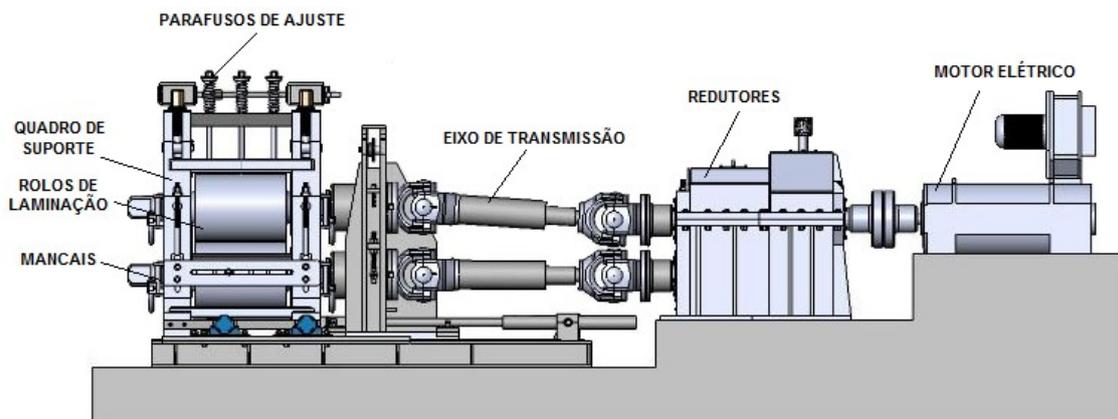


FIGURA 3.3: Imagem ilustrativa de uma cadeia de laminação.

O processo de laminação apresenta alta taxa de produção e baixo custo, além de um controle dimensional e superficial precisos das chapas (DIETER, 1981). De uma maneira geral, os laminadores podem ser classificados em relação ao número e ao arranjo dos rolos, sendo que tais arranjos visam produzir uma determinada característica sobre o produto laminado.

Normalmente, os laminadores do tipo duo são considerados o mais simples, sendo constituídos por dois cilindros de eixos horizontais, colocados um sobre o outro. Estes laminadores também podem ser reversíveis ou não reversíveis e geralmente são aplicados em operações de desbaste ou quando existe a necessidade de grande redução da espessura (RIZZO, 2010). Nos laminadores tipo trio, há um reposicionamento espacial entre os cilindros, ou seja, o material é deslocado alternadamente entre o cilindro inferior e o intermediário e entre o intermediário e o superior, fazendo com que ocorra laminação nos dois sentidos. Geralmente, os laminadores tipo trio são utilizados em processos de desbaste de lingotes pequenos e laminadores de perfis (RIZZO, 2010).

Quando chapas largas começam a atingir uma espessura fina, existe a necessidade do uso de cilindros com diâmetros cada vez menores, que podem fletir, dependendo da sollicitação e da plasticidade do material. Para que isso não ocorra, são utilizados laminadores tipo quádruplo, montados horizontalmente um sobre o outro, sendo que os cilindros de encosto ou apoio, de maior diâmetro, dão suporte aos cilindros de menor diâmetro (RIZZO, 2010).

Caso a deflexão dos cilindros seja muito grande, as altas tensões produzidas podem conduzir os cilindros a fratura e ruptura. Assim, neste tipo de laminador é utilizada maior quantidade de cilindros, obtendo-se menor potência de cilindros com pequenos diâmetros e tolerâncias dimensionais estreitas, sendo usado em operações de acabamento e laminação a frio de produtos. Esses laminadores são denominados Sendzimir (RIZZO, 2010). Finalmente, os laminadores tipo universal são constituídos por uma combinação de cilindros verticais e horizontais no mesmo laminador, como é o caso dos laminadores desbastadores de placas. Os quatro cilindros que compõe o laminador são equipados com um sistema de acionamento independente, porém sincronizado (RIZZO, 2010). As laminações de chapas podem ser realizadas a quente ou a frio. No processo de laminação a quente o material é aquecido acima de sua temperatura de recristalização, a fim de reduzir a resistência à deformação plástica em cada redução de espessura, permitindo a recuperação dinâmica e evitando o encruamento do metal, o que dificultaria os passes de laminação subsequentes. Este processo é normalmente empregado nas etapas iniciais de laminação, especificamente em operações iniciais de desbaste, onde são necessárias grandes reduções da seção transversal inicial.

3.2.2 Laminação a frio

A laminação a frio é geralmente utilizada na última etapa de laminação ou na produção de folhas, chapas e tiras de metal. Em ambos os processos o objetivo é a obtenção de um acabamento superficial e tolerâncias dimensionais maiores se comparadas com a laminação a quente. Além disso, o encruamento observado após o processo da laminação a frio acarreta maior resistência mecânica ao produto final (DIETER, 1981). Caso haja a necessidade de adicionar maior resistência ao produto, a laminação a frio pode ser utilizada na realização de um passe de encruamento no metal laminado, também conhecido como laminação “skin pass”. Este processo tem por objetivo eliminar o patamar de escoamento, evitando a formação de defeitos conhecidos como “estrias” ou “bandas de Lüders”, além de homogeneizar as propriedades mecânicas do material, prover a transferência de textura do cilindro para a chapa laminada, bem como melhorar sua planicidade (ROBERTS, 1978).

O processo de laminação a frio resulta no aumento da resistência e da dureza do material, acompanhado por um decréscimo de sua ductilidade. Esse comportamento pode ser observado em ensaios de tração de barras laminadas, onde é verificado, após o ensaio, o aumento da tensão de escoamento e o aumento da tensão de escoamento do material laminado. Esses parâmetros tendem a se intensificar à medida que o grau de redução da laminação a frio aumenta. Por outro lado, ocorre um decréscimo do alongamento total do material à medida que a laminação a frio aumenta, o que está diretamente relacionado aos processos de encruamento sofridos pelo material durante o processo, bem como o aumento do número de deslocamentos que impedem do material ser deformado plasticamente como antes, o que pode acarretar a ocorrência de fraturas (ROBERTS, 1978).

Estudos sobre a variação da tensão de escoamento, do limite resistência e da ductilidade de chapas de aço AISI 304 laminadas a frio, com reduções de até 55% da espessura e posterior ensaio de tração, foram realizados por Milad *et. al.*(2008), que constataram a alteração do limite de resistência, da tensão de escoamento e da ductilidade do material laminado. Tais variações se devem pela precipitação progressiva de martensita, até uma redução de aproximadamente 40 % da espessura do laminado (GRA. 3.2).

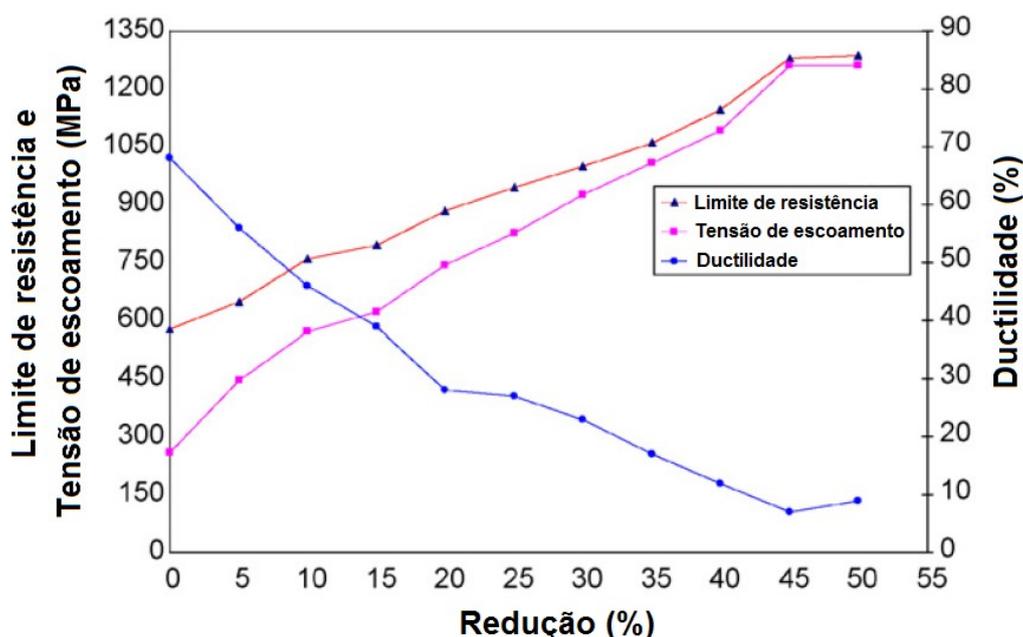


GRÁFICO 3.2: Efeito da laminação a frio sobre as limite de resistência, tensão de escoamento e ductilidade de chapas de aços inoxidáveis AISI 304 laminadas a frio.

FONTE: MILAD *et. al.*, 2008.

As curvas tensão deformação, produzidas por meio de ensaios de tração em amostras retiradas após cada redução, são ilustradas no GRA. 3.3, onde se pôde constatar que, conforme as reduções impostas ao material vão aumentando, ocorre uma variação progressiva do comportamento da curva e na transição dúctil/ frágil do material.

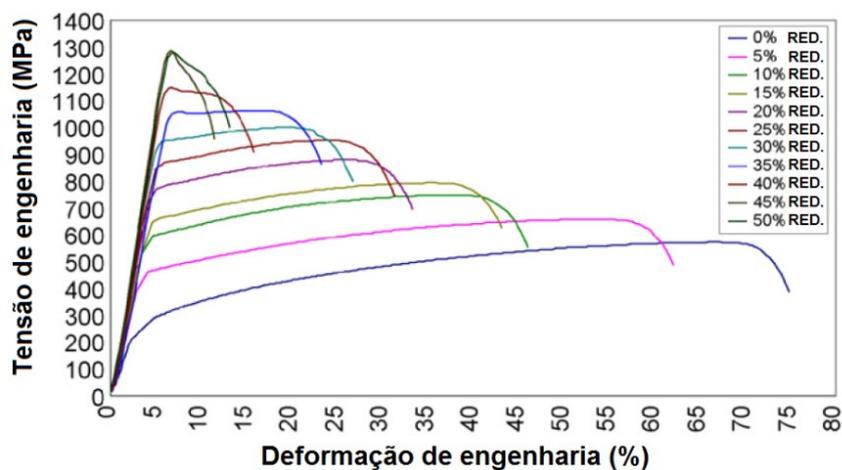


GRÁFICO 3.3: Efeito da laminação a frio sobre o comportamento da curva tensão deformação de chapas de aço AISI 304 laminadas a frio.

FONTE: MILAD *et. al.*, 2008.

Huang *et. al.* (2012) realizaram estudos sobre a microestrutura e a evolução das propriedades mecânicas do aço inoxidável austenítico metaestável AISI 301L por meio da laminação a frio, utilizando reduções de 10% a 80%. Por meio da utilização de técnicas de medição por raios-x foi constatado que a martensita tipo α , induzida por deformação, foi nucleada nas intercessões das bandas de cisalhamento do metal laminado, fazendo com que seu crescimento volumétrico aumentasse à medida que se aumentava a redução da laminação a frio, o que causou um crescimento da microdureza do metal.

Estudos semelhantes foram realizados por Ghosh *et. al.* (2012), a partir da análise do efeito da laminação a frio na evolução da fase e das propriedades mecânicas do aço inoxidável austenítico 304, para reduções impostas ao metal de 30% a 40%. Utilizando técnicas de difratometria por raios-x, foi observada a ocorrência de formação de martensita em torno de 24% a 31,5%. Com relação às propriedades mecânicas, foi constatado que o limite de resistência, a tensão de escoamento e a microdureza aumentaram à medida que as reduções aumentavam.

3.2.3 Heterogeneidade de deformação

3.2.3.1 Conceito

Quando um material é submetido à conformação a frio é possível a ocorrência de uma deformação heterogênea ao longo de sua seção transversal, cuja intensidade pode variar dependendo do tipo de processamento mecânico, do material e dos parâmetros que envolvem o processo. Essa heterogeneidade está relacionada às deformações que atuam nas camadas externas do metal em relação às deformações das camadas internas, à medida que o material flui através da matriz de conformação do material (WISTREICH, 1955, AVERBACH, 1958, CETLIN, 1987, AGUILAR, 1995, CORRÊA, 2010).

Com relação à laminação de chapas, a distribuição dos esforços atuantes nas camadas que compõe o material durante a laminação foi estudada por McGregor e Coffin (1943), por meio de redes gravadas no material laminado, onde se pôde observar que as camadas superficiais do metal são submetidas a esforços de cisalhamento mais consideráveis que esforços de compressão (FIG. 3.4). Nas outras camadas que compõe o material laminado, a incidência de esforços diferentes tende a resultar em gradientes de deformação diferentes ao longo da seção transversal do material. Devido à variação no gradiente de velocidade e deformação da chapa durante a laminação, cria-se no material variação nas propriedades e na estrutura do material, que encrua de maneira diferente ao longo de sua seção transversal.

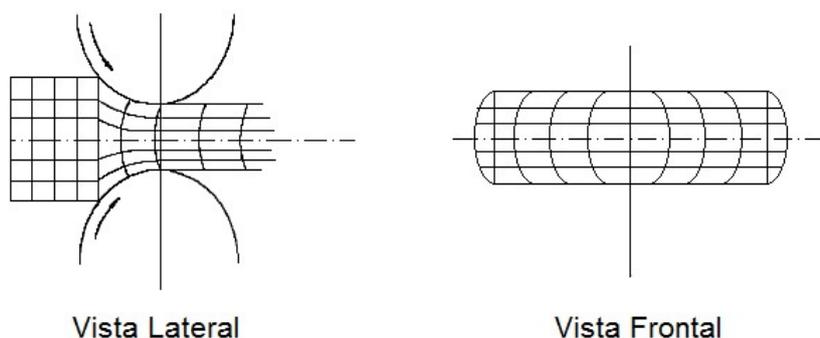


FIGURA 3.4: Imagem ilustrativa de distorções presentes na laminação de uma chapa.
FONTE: MACGREGOR; COFFIN, 1943.

A variação da velocidade na laminação a frio de chapas é ilustrada na FIG. 3.5. A velocidade de saída da chapa após a laminação (V_S) é maior que a velocidade periférica (V_P) dos cilindros, que é por sua vez maior que a velocidade de entrada (V_E) da chapa. Ao longo da superfície ou zona de deformação do metal, existe um plano aonde a velocidade periférica dos cilindros é semelhante à velocidade da chapa. Este plano é conhecido como plano neutro e o ângulo relativo a este plano é denominada ângulo neutro. Em virtude da maneira de como o deslizamento do material ocorre, as forças de atrito presente na superfície de contato convergem em direção ao plano neutro. A região AB é parte da área de contato, ou área motriz e é responsável pela atuação da força de atrito atuando no sentido de arrastar a chapa para os cilindros. Por outro lado, na região BC, o movimento é de oposição à saída da chapa, o que constitui uma resistência ao seu movimento (HELMAN E CETLIN, 1983).

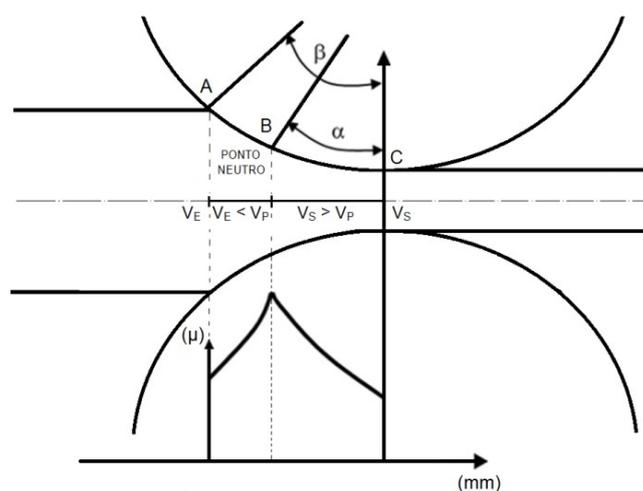


FIGURA 3.5: Perfil de velocidade e atrito na laminação de chapas.

FONTE: HELMAN; CETLIN, 1983.

A variação da distribuição dos esforços atuantes, responsáveis pelas deformações causadas em chapas durante o processo de laminação, pode ser visualizada na FIG. 3.6. Considera-se um elemento da chapa de um determinado material sofrendo laminação, na região de ocorrência do plano neutro, com ângulo $d\phi$, raio do cilindro de laminação R e comprimento dx . A alteração na espessura ao final do processo é denominada dh , enquanto que σ e $(\sigma+d\sigma)$ são as tensões de compressão presentes sobre as paredes verticais do elemento e que atuam ortogonalmente a esta região. No entanto, na região de contato do cilindro com a chapa de laminação atua no eixo horizontal uma força cisalhante de atrito é $\mu prdx$, onde μ representa o coeficiente de atrito. Além da força de

atrato, atua na região de contato uma pressão radial pr , que age sobre a superfície do elemento dh , onde atuará uma força de componente horizontal $pr \tan(\varphi)dx$. Pelo exposto acima, constata-se que atuam nas camadas externa do elemento de chapa uma combinação de forças diferentes das que atuam no centro da chapa, o que produzirá deformações diferenciadas em cada região (DIETER, 1981).

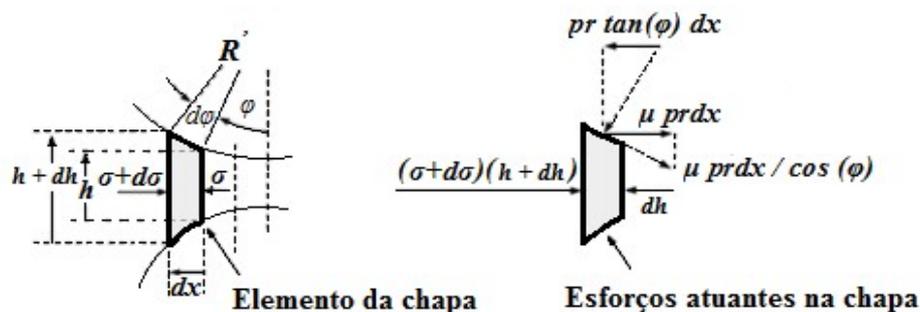


FIGURA 3.6: Esforços atuantes na região plástica de laminação.

FONTE: DIETER, 1981.

3.2.3.2 Avaliação da heterogeneidade da deformação

Existem diversos estudos a respeito da heterogeneidade de deformação em processos de trefilação (HILL e TUPPER, 1948, CADDEL e ATKINS, 1968, JOHNSON e ROWE, 1968, THOMSEN e HOLTHUIS, 1982, CETLIN, 1980, SILVA, 1988, MAJTA, LUKSA, e SADOK, 1992, AGUILAR, 1995, KAZEMINEZHAD, 2008, CORRÊA, 2010). Dentre os vários métodos utilizados para a quantificação deste parâmetro, destaca-se a técnica de medição do perfil de microdureza ao longo de barras trefiladas (BACKOFEN, 1972). Por meio desta abordagem, foi possível traçar um paralelo entre os valores de microdureza e de deformação efetiva na região ensaiada. Essa relação é estabelecida por meio da medição da microdureza de seções transversais dos corpos de prova ensaiados que foram sujeitos à variadas deformações por tração. Com os dados coletados, é estabelecida uma equação que relaciona microdureza e deformação do material, permitindo transformar o perfil de microdureza encontrado em perfil de deformação. Um exemplo de uma curva de equivalência da dureza Knoop pela deformação efetiva obtida em ensaios de tração com diferentes reduções do corpo de prova é mostrado no GRA. 3.4.

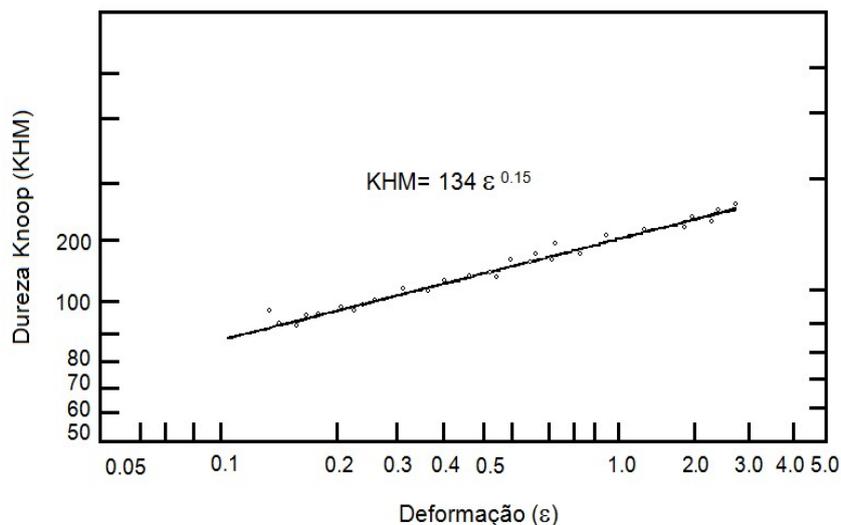


GRÁFICO 3.4: Relação dureza-deformação para o cobre, obtida em ensaios de tração com diferentes reduções do corpo de prova.

FONTE: BACKOFEN, 1972.

A análise da heterogeneidade de deformação é normalmente descrita por meio de um valor médio ϵ_m de deformação, que corresponde à deformação efetiva média que o material sofreria no estado de tração uniaxial. Este valor médio ϵ_m relaciona-se à deformação logarítmica externa sofrida pela barra ($\epsilon = \ln(A_o/A_f)$) por meio da equação 3.1 (CAMPOS, DUARTE, CETLIN, 1980):

$$\epsilon_m = \phi \epsilon \quad (3.1)$$

O parâmetro ϕ é denominado de coeficiente de deformação redundante, que é a deformação que não contribui no processo de conformação de um metal. Uma maneira de se calcular o valor da deformação média é por meio do método dos perfis de microdureza, medidos ao longo da seção do material aonde ocorre a deformação heterogênea. Como citado anteriormente, o método dos perfis de microdureza preconiza a relação entre a microdureza e a deformação, com uso de uma equação que relaciona ambos os parâmetros. Um exemplo de aplicação deste método é exposto na GRA. 3.5, aonde é mostrado o perfil de microdureza ao longo da seção transversal de uma barra de alumínio trefilada (CAMPOS, DUARTE, CETLIN, 1980).

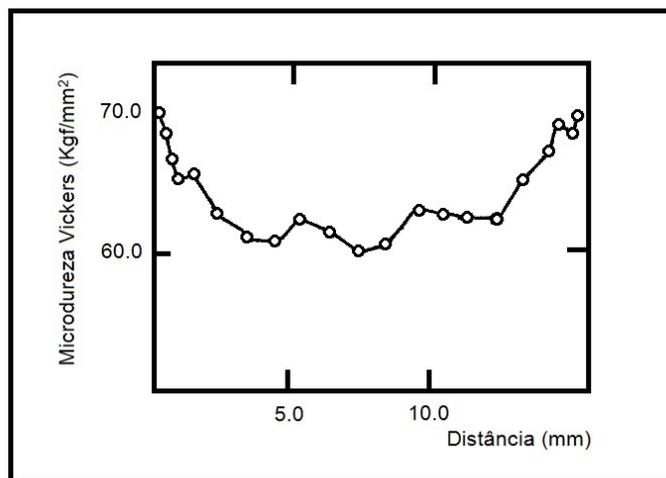


GRÁFICO 3.5: Perfil de microdureza para o alumínio trefilado.
 FONTE: CAMPOS; DUARTE; CETLIN, 1980.

Após o levantamento dos dados referentes à equação que relaciona a microdureza a deformação (GRA. 3.6), por meio de ensaios de tração no material recozido, o perfil de microdureza pode ser convertido em perfil de deformação.

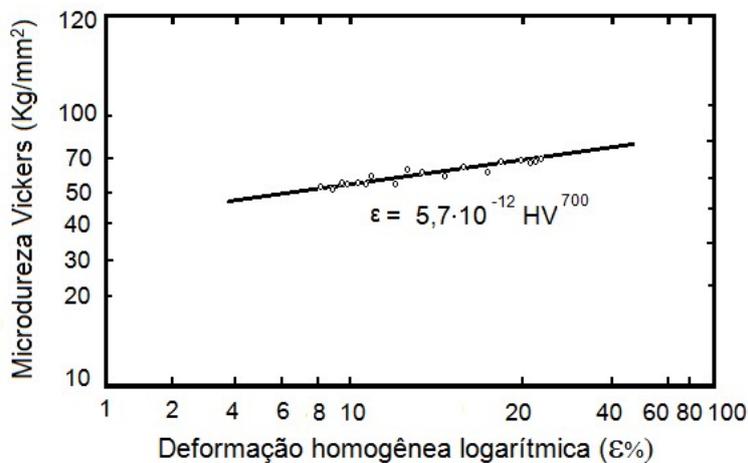


GRÁFICO 3.6: Relação deformação-microdureza para o alumínio trefilado.
 FONTE: CAMPOS, DUARTE, CETLIN, 1980.

Após a obtenção do perfil de deformação por meio do perfil de microdureza e da relação microdureza-deformação, foi possível calcular a deformação média usando o teorema do valor médio (GRA. 3.7).

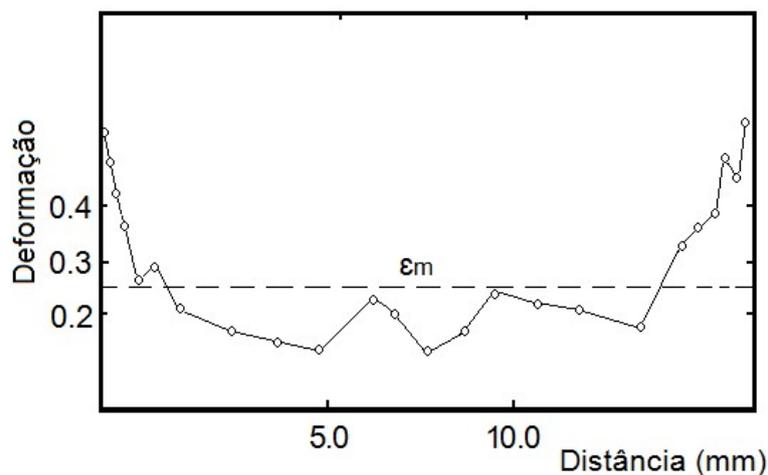


GRÁFICO 3.7: Perfil de deformação obtido em função do perfil de microdureza e da relação microdureza x deformação para o alumínio trefilado.

FONTE: CAMPOS; DUARTE; CETLIN, 1980.

Outro parâmetro frequentemente utilizado na quantificação da heterogeneidade de deformação é o fator de heterogeneidade (F.H.), que mede a variação do perfil de microdureza ao longo da seção transversal e pode ser calculado pela equação 3.2.:

$$FH = \frac{\text{Dureza máx. na seção transversal} - \text{Dureza mín. na seção transversal}}{\text{Dureza min. na seção transversal}} \times 100\% \quad (3.2)$$

O fator de heterogeneidade (F.H.) é um parâmetro que se baseia em aspectos microestruturais do material para realizar o estudo da deformação heterogênea. Outro parâmetro que relaciona aspectos geométricos inerentes ao processo de laminação e a intensidade do gradiente microestrutural é o fator de análise geométrica denominada de parâmetro Δ , calculado em função da espessura média ao longo do passe e do comprimento do arco de contato:

$$\Delta = \sqrt{\frac{h_0}{4Rr}} (2 - r) \quad (3.3)$$

onde R é o raio do cilindro do laminador, h_0 é a espessura inicial da chapa e r é dado pela equação:

$$r = \frac{h_0 - h_1}{h_0} \quad (3.4)$$

Com relação ao processo de laminação, estudos iniciais a cerca da heterogeneidade da deformação foram realizados por Hundy e Singer (1955), que aplicaram a análise do uso do fator de heterogeneidade (FH) juntamente com o parâmetro Δ e o atrito (GRA. 3.8) para o caso da laminação a frio do cobre, onde se pode observar que o fator de heterogeneidade tende a crescer à medida que o parâmetro Δ cresce juntamente com o atrito.

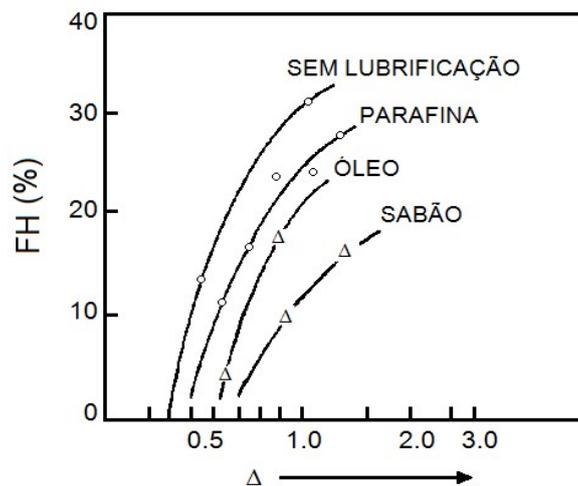


GRÁFICO 3.8: Variação do fator de heterogeneidade e do parâmetro Δ na laminação a frio do cobre.

FONTE: HUNDY; SINGER, 1955.

A importância do uso do parâmetro Δ reside no fato dele permitir o estudo dos vários parâmetros que envolvem o processo de laminação na determinação da deformação heterogênea. Um dos efeitos do uso do parâmetro Δ relata a ocorrência de uma grande deformação heterogênea quando o parâmetro Δ é maior que 1. Este caso se aplica quando a espessura média no passe de laminação for maior que o comprimento do arco de contato, o que implica no fato de que quanto maior a espessura do material, menor será a redução e, por consequência, maior será a heterogeneidade na deformação (ENGLER *et. al.*, 2012).

Utilizando o método de medição da microdureza na seção transversal de uma amostra de cobre laminado, Hundy e Singer (1955) encontraram resultados que comprovam a heterogeneidade de deformação em função da porcentagem de redução imposta ao material laminado, sendo que essa é maior quanto menor for a redução (GRA. 3.9).

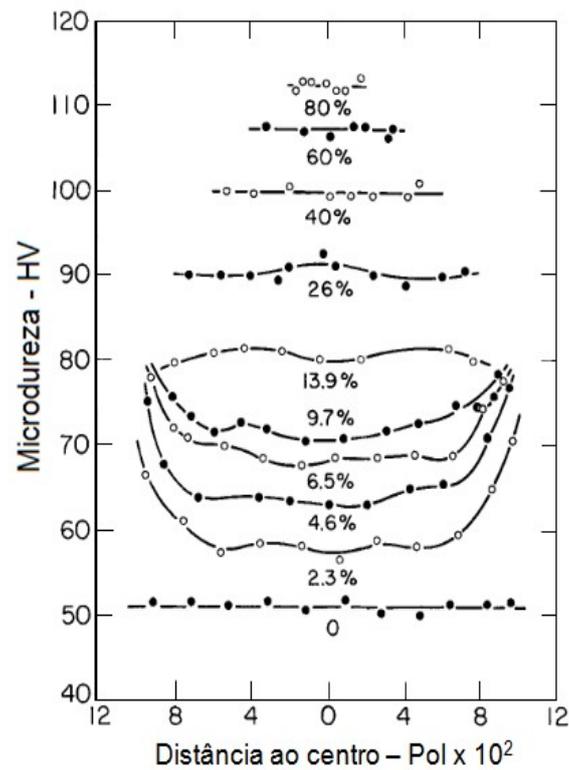


GRÁFICO 3.9: Variação do fator de heterogeneidade para várias reduções de espessura no cobre laminado.

FONTE: HUNDY; SINGER, 1955.

Utilizando o cálculo fator de heterogeneidade, foi possível concluir que a heterogeneidade de deformação varia conforme as diferentes reduções de espessura do cobre laminado, aumentando quanto menor for a redução imposta (GRA. 3.10).

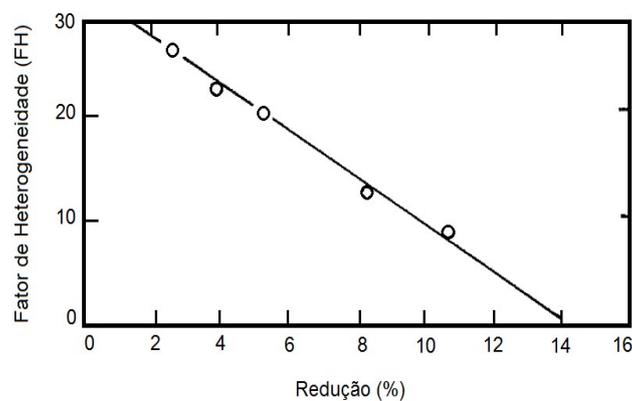


GRÁFICO 3.10: Variação do fator de heterogeneidade para diferentes reduções de espessura do cobre laminado.

FONTE: HUNDY; SINGER, 1955.

O método de cálculo da deformação média na seção transversal do material apresentou peculiaridades, possuindo como principal fator problemático a dispersão e assimetria causada no processo de medição da microdureza. Giosa (1988), tomando como base os trabalhos de Caddel e Atkins (1968) e Cetlin (1980, 1987) sobre a heterogeneidade de deformação na trefilação, realizou estudos sobre este assunto em chapas de aço AISI 304 laminadas a frio com várias reduções. Inicialmente, foi determinada a equação que relaciona a microdureza vickers (HV) com a deformação (ϵ), através do método de medição da microdureza descrito anteriormente. Devido à distorção inerente ao processo de medição para pequenos valores de medições da deformação, para valores entre $0 \leq \epsilon \leq 3,2 \%$, foi utilizada uma aproximação linear, baseada na equação:

$$HV = HV_0 + k'\epsilon \quad (3.5)$$

Para valores de medições da deformação maiores de 3,2 %, foi ajustada uma curva conforme a equação 3.6, que define o comportamento da tensão e da deformação em ensaios de tração, para valores de microdureza e deformação, onde “K” representa o coeficiente de resistência e “n” representa o expoente de encruamento:

$$HV = K \cdot \epsilon^n \quad (3.6)$$

Devido ao fato das medições experimentais apresentarem valores que apresentam disparidades muito acentuadas em alguns valores específicos, foi utilizado um gráfico de ajuste para equação acima (GRA. 3.16).

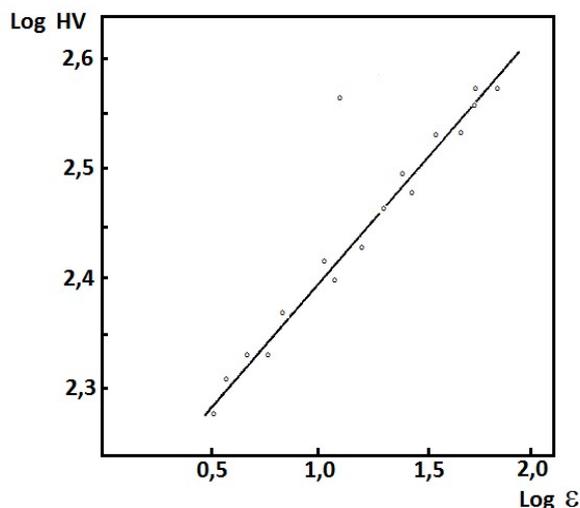


GRÁFICO 3.11: Relação log HV x log ϵ , para ajuste da equação $HV = K\epsilon^n$.

FONTE: GIOSA, 1988.

A equação 3.7 pode ser convertida em função dos valores de deformação:

$$\varepsilon = K \cdot HV^n \quad (3.7)$$

Os resultados obtidos das medições experimentais para as duas equações são demonstrados abaixo. Para valores de medições da deformação maiores de 3,2 % foi obtida a equação:

$$HV = 146,224 \varepsilon^{0,2256} \quad (3.8)$$

Posteriormente, a equação 3.9 foi convertida para a obtenção dos valores de deformação em função dos valores de microdureza:

$$\varepsilon = 2,52 \cdot 10^{-10} HV^{4,43} \quad (3.9)$$

Para valores entre $0 \leq \varepsilon \leq 3,2 \%$, foi obtida a seguinte equação:

$$HV = 150 + 12,342\varepsilon \quad (3.10)$$

Os resultados foram plotados no GRA. 3.12, onde se demonstra a utilização das equações de acordo com a porcentagem de deformação:

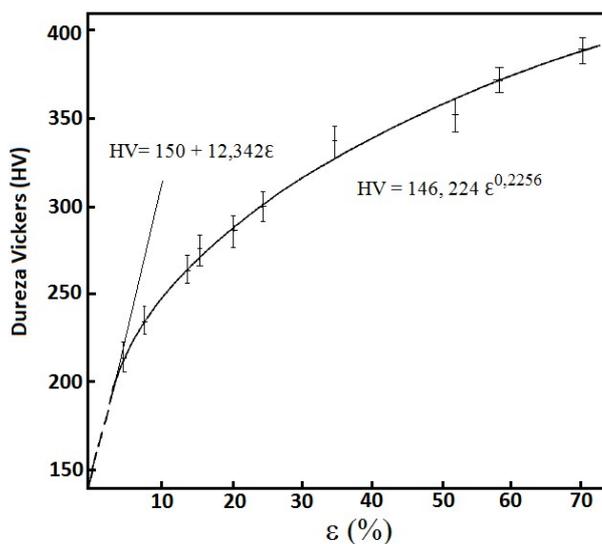


GRÁFICO 3.12: Relação HV x ε , obtida experimentalmente.

FONTE: GIOSA, 1988.

Com os resultados obtidos, foram realizadas laminações no aço inoxidável 304, para diversas reduções; para cada uma delas foram retirados corpos de prova para medição do perfil de microdureza. Este perfil foi transformado em perfil de deformação baseado no perfil de microdureza e na relação microdureza-deformação (GRA. 3.13).

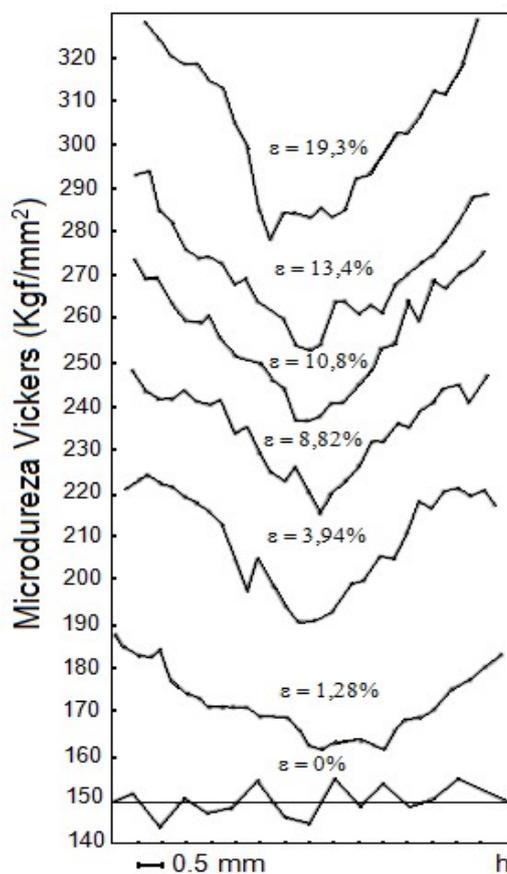


GRÁFICO 3.13: Perfil de deformação para o aço AISI 304 laminado a frio.
 FONTE: GIOSA, 1988.

3.2.3.3 Tensões residuais na laminação a frio

Como consequência da heterogeneidade de deformação após a laminação a frio, há a ocorrência de tensões residuais, que são tensões remanescentes em um determinado material quando cessam as forças externas atuantes sobre ele. No caso de processos de conformação como a laminação a frio, os mecanismos de geração de tensões residuais criam heterogeneidades nas deformações plásticas entre as regiões centrais e superficiais que compõe o material. A FIG. 3.7 ilustra o estado de tensões residuais característico de uma chapa laminada a frio (MACGREGOR E COFFIN, 1943). Ao

cessar as forças externas atuantes sobre o material, as fibras que compõe o centro da chapa, que escoaram menos, tendem a voltar ao seu comprimento inicial, forçando as fibras externas da chapa a se encurtarem, gerando tensões de compressão na superfície e tensões de tração na região central da chapa, como resultado do processo de reação das fibras externas ao esforço das fibras centrais da chapa em retornarem ao comprimento inicial (BALDWIN, 1949).

A amplitude das tensões residuais no processo de laminação varia de acordo com o diâmetro dos rolos, arco de contato, espessura da chapa e redução final da espessura. Exemplificando, caso a relação entre o arco de contato e a espessura média da chapa for menor que 0,5, a deformação compressiva após a laminação não penetra completamente no centro da chapa, mantendo-se nas regiões superficiais de contato com o cilindro (TSELIKOV, 1967). Backofen (1972) observou a ocorrência de gradientes de textura na espessura de chapas de aço laminadas a frio, onde se destaca a ocorrência de textura típica de deformação (fibras gama e parte de fibras alfa) no centro a ausência desses componentes na superfície.

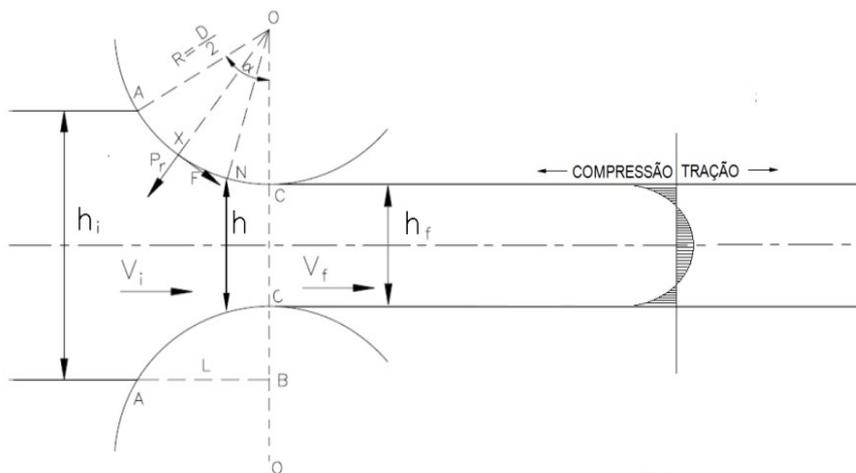


FIGURA 3.7: Imagem ilustrativa das tensões residuais na laminação de chapas.

Engler *et. al.* (2000) mostraram a ocorrência de gradientes de texturas ao longo dos materiais laminados, variando desde a ocorrência de texturas típicas de deformação plana no centro até regiões da superfície com estruturas conhecidas como “textura de cisalhamento”, provocadas pela ocorrência de forças de cisalhamento que atuam paralelamente à superfície.

Giorgi (2010) analisou as tensões residuais em amostras de aço AISI 301 submetidos a vários ciclos de laminação a frio, em duas reduções distintas. Após a laminação, amostras foram retiradas e realizado ensaios de dobramento, sendo posteriormente medida a microdureza destas. Os resultados apontaram diferentes níveis de encruamento, que estariam diretamente relacionados a gradientes de tensões residuais presentes nas amostras.

3.3 Caminho de Deformação

3.3.1 Conceitos preliminares

Nos estudos sobre a deformação plástica em metais, se observa, usualmente, que a tensão de cisalhamento necessária para promover o deslizamento entre os planos cristalográficos aumenta à medida que o metal sofre deformação plástica a frio. Tal comportamento é denominado encruamento (DIETER, 1981). Normalmente, as teorias que procuram explicar este fenômeno levam em conta a estrutura do material, bem como o comportamento das discordâncias durante a deformação.

Entretanto, sob determinadas condições de deformação, não se observa o aumento monotônico da resistência mecânica com a deformação plástica. Isto ocorre quando os metais são deformados em diferentes sequências de carregamento mecânico, o que leva o material se deformar plasticamente em trajetórias variadas, conhecidas como caminhos de deformação (*strain path*). Estudos sobre as características da deformação plástica e a variação do caminho de deformação em aços com teores distintos de carbono foram realizados por Polakowski (1951), por meio do processo de reversão do carregamento imposto aos metais e posterior medição da dureza.

O GRA 3.14 ilustra a variação da dureza Vickers nos metais com teores distintos de carbono (0,28% e 0,44% de carbono), pré-tracionados e com carregamentos distintos por compressão. De acordo com a análise dos resultados, os materiais pré-tracionados apresentam amaciamento inicial, com redução na taxa de amaciamento no início da deformação, encruando posteriormente a uma taxa crescente e alcançando a mesma taxa de encruamento do material recozido processado anteriormente por compressão, entretanto, com dureza menor.

Uma das teorias sustentadas para explicar o referido comportamento reside no fato de que o endurecimento dos materiais tende a induzir tensões internas nestes, e que a aplicação do carregamento por compressão induz um sistema de tensões internas distinto do sistema de tensões internas induzido pelo pré-tracionamento, fazendo com que ocorra um rompimento do sistema inicial, o que acarretaria uma redução da energia interna do metal conformado (POLAKOWSKI, 1951).

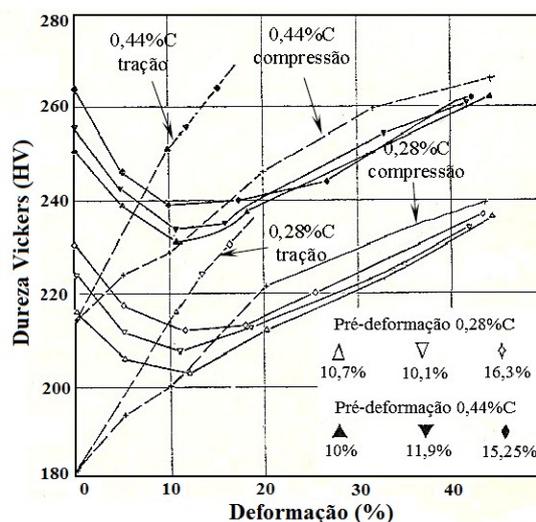


GRÁFICO 3.14: Variação da dureza e do sentido de deformação para aços com diferentes teores de carbono.

FONTE: POLAKOWSKI, 1951.

Um exemplo sobre a variação do caminho de deformação é ilustrado no GRA 3.15 (CHUNG; WAGONER, 1986 *apud* CORRÊA, 2004), onde se observa uma curva de escoamento obtida pela aplicação de uma tensão de fluxo inicial baixa, seguida de uma alta taxa de encruamento (tipo 1), em comparação com uma curva de escoamento obtida por uma tensão de fluxo elevada, seguida de uma redução da taxa de encruamento (tipo 2), ambos em relação a curva tensão deformação do material processado uniaxialmente, que provocou um comportamento atípico do processo de encruamento do material. Este efeito pode ser observado principalmente em estudos sobre deformações cíclicas ou em deformações em dois (ou mais) estágios, ou seja, deformações provocadas por esforços mecânicos sequenciais de naturezas distintas ou sequenciais de mesma natureza, mas com diferentes direções ou sentidos (SILLEKENS, 1991).

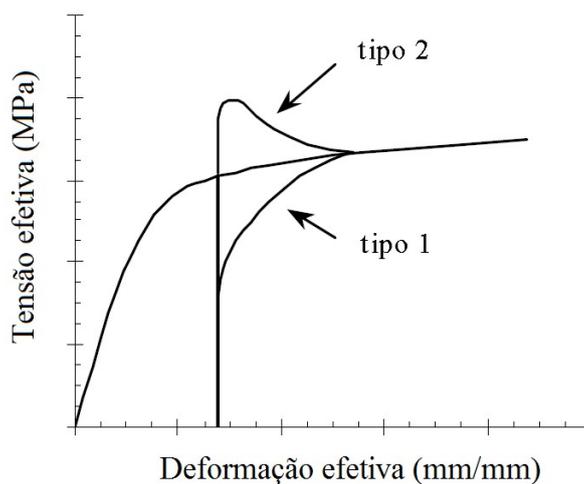


GRÁFICO 3.15: Efeito do caminho de deformação na curva de escoamento de metais.

FONTE: CHUNG; WAGONER, 1986 *apud* CORRÊA, 2004.

Segundo KORBEL e MARTIN (1986, 1988), a alteração no caminho de deformação acarretaria o aparecimento de outros sistemas de deslizamento no metal processado, o que provocaria maior facilidade de movimento das discordâncias e que, dependendo do material, levariam à nucleação de microbandas que evoluíram para um sistema de bandas de cisalhamento, cuja propagação ao longo do material acarretaria grandes deformações no corpo de prova.

O efeito do caminho de deformação provocado por deformações em vários estágios e subsequente alteração na taxa de encruamento foram estudados por Fernandes e Vieira (1997). O experimento, que consistiu na realização de ensaios de tração em amostras de cobre laminadas com diferentes reduções, mostraram a ocorrência de comportamento mecânico do tipo 2, também conhecido como transiente positivo, caracterizado por tensões iniciais superiores e curvas tendendo à curva de escoamento do metal recozido (GRA. 3.16). A análise metalográfica das amostras de cobre processadas mostrou que, quando o metal foi processado somente por tração, a microestrutura é descrita por uma estrutura celular definida e com baixa densidade de discordâncias. Por outro lado, a análise da microestrutura das amostras ensaiadas na tração que foram previamente laminadas aponta um rearranjo da estrutura de discordâncias, de modo que a estrutura do material, à medida que o corpo de prova se aproxima da ruptura, se assemelha à estrutura observada para o metal deformado uniaxialmente sem deformação prévia (VIEIRA E FERNANDES, 1997).

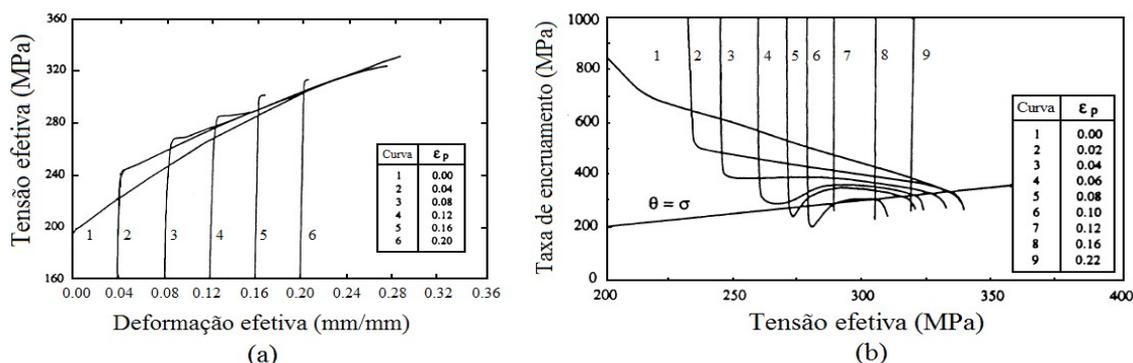


GRÁFICO 3.16: Efeito da aplicação da pré-deformação por laminação na tração subsequente de cobre:

(a) curvas tensão-deformação e (b) curvas taxa de encruamento-tensão.

FONTE: FERNANDES; VIEIRA, 1997.

Corrêa *et. al.* (2003) realizaram estudos comparativos sobre o caminho de deformação e o grau de encruamento em barras de aços AISI 420 e AISI 304 submetidas à trefilação e posterior ensaios de tração. Tais análises foram comparadas com os resultados dos ensaios de tração dos metais em estado recozido. Neste caso, foram observadas taxas de encruamento distintas para ambos os metais, em comparação com a tração monotônica, o que pôde ser explicado pela adoção de caminhos de deformações diferenciados, provocados pelos rearranjos das deslocções após as deformações causadas pela extrusão e sua subsequente mudança do caminho de deformação representado pelo ensaio de tração após este processo.

Os efeitos da laminação a frio em aços AISI 304L, com várias reduções e diferentes caminhos de deformação foram estudados por Ahmed *et. al.* (2014). Este estudo foi realizado por meio da comparação dos resultados de amostras laminadas a frio em direções distintas, com 5%, 10% 20% e 40% de redução e posterior ensaio de tração com 5% de deformação, com amostras que sofreram tração e compressão uniaxial com 10% de deformação, seguida de ensaio de tração com 5% de deformação. Os resultados indicaram que a tensão de escoamento do material aumenta quando o metal é recarregado em uma determinada direção de laminação e diminui quando a direção de laminação é revertida, o que provocou alta ocorrência de efeito Bauschinger. A quantidade da ocorrência de efeito Bauschinger se mostrou independente do tipo de tipo de pré-defomação realizada no metal (compressiva ou trativa), mas do valor da pré-defomação. Além disso, o grau da pré-deformação nas amostras se mostraram mais efetivos por meio dos ensaios uniaxiais do que a pré-deformação por laminação a frio.

O efeito do caminho de deformação nas propriedades mecânicas também foi estudado por Naseri *et. al.* (2016), utilizando processos denominados união por meio de laminação acumulativa (*accumulative Roll-Bonding, ARB*) e união por meio da laminação cruzada acumulativa (*cross accumulative Roll-Bonding, CARB*) em ligas de alumínio AA1050. Neste estudo foi observado o aumento progressivo do limite de resistência a tração e da microdureza Vickers (HV), em função do número de ciclos, tanto no processo de laminação acumulativa quanto na união por laminação cruzada acumulativa. Essas alterações estão diretamente ligadas ao processo de encruamento e à formação de subgrãos ou células de deslocações que atuam nos primeiros estágios do processo.

Nos estágios finais, o aumento do limite de resistência à tração e da microdureza vickers estariam associados ao refino dos grãos. Em relação aos dois processos, o fato de se obter maiores valores nas propriedades mecânicas para a laminação cruzada acumulativa reside no fato de que, a partir do método de união por laminação cruzada acumulativa é possível maiores valores da densidade de deslocações, bem como mudança nos caminhos de deformação, já que a deformação plástica imposta pela laminação cruzada acumulativa tende a ativar novos sistemas de deslizamento e aumentar a densidade de deslocamento em cada ciclo (NASERI *et. al.*, 2016).

Yi *et. al.* (2016) realizaram estudos sobre a deformação anisotrópica em amostras de titânio puro com composições distintas, que foram laminadas ciclicamente nas direções longitudinal, transversal e com um ângulo de 45° em relação a sua direção longitudinal. O carregamento cíclico realizado envolveu compressão monotônica, tensão monotônica (ensaio de tração) e carregamento reverso. Os resultados indicaram que a taxa de encruamento das duas amostras foram diferentes entre os primeiros e os últimos estágios de compressão seguida por tração. Foi constatado também que o tipo de sistema de deslizamento ativado dependia do tipo de carregamento que era imposto às amostras. Deste modo, quando as foram carregadas na mesma direção de laminação, alguns sistemas de deslizamento foram acionados em fases diferentes de compressão-tensão e tensão-compressão do processo, o que estaria relacionado com suas características microestruturais.

3.3.2 Caminho de deformação e heterogeneidade de deformação

As teorias que procuram explicar a heterogeneidade de deformação em processos de conformação mecânica a frio comumente levam em consideração aspectos associados às distorções cisalhantes internas que decrescem da superfície ao centro do material, provocadas não apenas por gradientes de deformação atuantes, mas também aos diferentes caminhos ou trajetórias de deformação adotados ao longo da seção transversal da peça. Tais mudanças na trajetória de deformação acarretariam alterações nos encruamento no material conformado, além de transientes de escoamento que atuariam em pontos distintos do material e até mesmo promover o amaciamento do mesmo, causando a redução da resistência mecânica após o processamento de uma amostra. Estudos que relacionam os caminhos de deformação e heterogeneidade de deformação são limitados, destacando-se trabalhos que analisam estes parâmetros por meio de processos de conformação por trefilação.

Neste contexto, Aguilar (1995) realizou estudos sobre os perfis de microdureza em amostras de barras de aço baixo carbono e latão trefiladas e o comportamento posterior destes metais após o ensaio de tração. Esta análise foi realizada concomitantemente ao estudo experimental das características de encruamento das diversas camadas que compõem a seção transversal de barras processadas por trefilação. Foi constatado o efeito da trajetória dos estados de deformação nas características de encruamento dessas barras, o que ficou mais evidente em função dos metais utilizados, que apresentam comportamentos distintos quanto ao encruamento.

Estudos posteriores sobre a influência do caminho de deformação no encruamento e na heterogeneidade de deformação em barras trefiladas em quatro metais distintos foram realizados por Corrêa (2004). Tais análises se basearam na técnica de superposição de curvas tensão-deformação, utilizadas no estudo das propriedades mecânicas do metal trefilado e da heterogeneidade de deformação, mediante o cálculo do valor médio de deformação ao longo da sua seção transversal. Numa fase posterior, foi analisado o comportamento mecânico ao longo da seção transversal das barras trefiladas, utilizando ensaios de tração em diferentes camadas.

Finalmente, foi realizada uma avaliação da deformação na trefilação por intermédio da técnica de visioelasticidade. As amostras processadas pelos ensaios ainda tiveram sua microestrutura analisadas mediante microscopia eletrônica de transmissão – MET. Os resultados apontaram algumas evidências: (i) dependendo do material processado, o encruamento observado com a mudança do caminho de deformação após os ensaios de tração estariam relacionados à reorientação dos componentes direcionais das tensões internas geradas na trefilação e às alterações do arranjo, o qual promove o aumento da heterogeneidade de deformação, que também está diretamente relacionada com os aspectos estruturais do metal trefilado; (iii) apesar das técnicas utilizadas para o cálculo da deformação redundante não terem encontrado valores similares, foi constatado um indicativo, por meio da técnica de superposição das curvas tensão deformação, que o encruamento dos metais seria influenciado pelo efeito do caminho de deformação.

3.3 Método dos elementos finitos

Dentre os vários métodos de simulação numérica utilizada nos estudos envolvendo conformação mecânica dos metais, o método de elementos finitos tem sido largamente utilizado por possibilitar simular um extenso número de geometrias e processos, o que garante maior número de informações sobre o problema, como distribuição das deformações e tensões durante o processo de conformação, bem como rapidez na geração e análise de resultados (PAVLOU, 2015). Além disso, o conhecimento prévio da influência de parâmetros como condições de atrito, comportamento do material e da geometria da peça durante o processo de conformação tornaria o processo de previsão de defeitos praticamente inviável. De acordo com MacDonald (2013), o método dos elementos finitos consiste na divisão de um determinado corpo contínuo e um número finito de elementos, conectados entre si através de nós, que em conjunto formarão a malha que representa o corpo. Este processo é denominado de discretização geométrica ou espacial. Usualmente, os materiais a serem analisados pelo método de elementos finitos são descritos pelo seu comportamento rígido-plástico/viscoplástico, pelas relações entre seus parâmetros de tensão, velocidade, deformação ou torque e seus métodos de interações de cada elemento de malha. Em vista disso, a maioria dos pacotes comerciais de simulações de elementos finitos trabalha utilizando duas configurações:

rígido-plástica ou elasto-plástica (FILHO, 2012). No modo rígido-plástica, a deformação do elemento conformado é considerada apenas sua componente plástica, ao passo que na configuração elasto-plástica, a deformação é dividida nas parcelas elástica e plástica. O método operação de um programa de elementos finitos aborda, de maneira geral, aspectos de resolução de problemas conforme descrito abaixo (AZEVEDO, 2003):

1. o campo de domínio do problema a ser considerado é subdividido em regiões denominadas de elementos, que em conjunto formarão a malha;
2. as equações matemáticas que regem o comportamento do problema em questão são convertidas em equações algébricas aproximadas;
3. as equações utilizadas são numericamente avaliadas para cada elemento representativo da malha e montado de acordo com o elemento de conectividade;
4. são utilizadas condições de contorno com o intuito de fornecer parâmetros e limites ao sistema de equação. Esses valores propagam-se para todas as equações constitutivas do sistema;
5. após a utilização das condições de contorno, o sistema de equações representativo do problema é resolvido;
6. o pós-processamento da solução da simulação fornece análise dos dados em estudo;

A interação de cada nó formador da malha é baseada em um modelo matemático que permite interação entre os nós. Com relação aos métodos de interação entre os elementos formadores do modelo em análise, o de Newton-Raphson tem sido muito utilizado devido sua rápida convergência (HOFFMAN, 2014). Entretanto, tal método pode apresentar falhas de convergência, o que torna necessário um estudo prévio dos parâmetros e das condições de contorno que envolvem o problema. Devido à abrangência e à complexidade das várias formulações do método de elementos finitos, é importante ter uma abordagem cautelosa sobre as soluções encontradas, mediante da comparação dos resultados obtidos numericamente com os dados obtidos de forma experimental do processo em análise. Essa verificação demonstrará se a formulação utilizada na solução do problema está apropriada para o estudo em questão ou serão necessárias alterações (HOFFMAN, 2014).

Dependendo da simulação, a utilização dos métodos dos elementos finitos demanda a redefinição da malha a cada “step” do processo de modo a impedir descontinuidades da malha e das condições de contorno, o que poderia descaracterizar a precisão dos resultados ou tornar lenta a simulação computacional do processo (BELYTSCHKO *et al.*, 2008). Como a confecção de uma malha adequada depende do usuário e sua implementação é requisito fundamental para que a solução seja obtida, sua automação é uma propriedade difícil de ser generalizada para qualquer tipo de simulação (LIU, 2010).

A utilização de técnicas de simulação por elementos finitos em processos de laminação tem avançado não apenas na previsão do comportamento mecânico de metais submetidos à laminação, mas também como um método para realizar estimativas a cerca dos aspectos microestruturais que envolvem o processo.

Como exemplo, a heterogeneidade da deformação e da distribuição das bandas Lüders na laminação de encruamento (*skin pass*) foi estudada por Giarola *et. al.* (2015), utilizando o método de elementos finitos. A análise compreendeu a simulação do comportamento de uma chapa submetida à reduções de 0,5% a 4 % na espessura, com variação do diâmetro do rolo de 150 mm a 3000 mm, para um redução fixa de 1% e posterior ensaios de tração nas amostras laminadas. Nas simulações foram utilizadas curvas características com limites de escoamentos distintos, obtidas por Yoshida *et al.* (2008). Por meio destas curvas foi possível realizar uma análise diferenciada sobre aspectos relacionados à descrição constitutiva do material inicial (antes da laminação *skin-pass*), a análise da formação das bandas Lüders causada pela laminação, bem como o estudo do mecanismo de envelhecimento por deformação na laminação de encruamento. Os resultados apontaram que níveis maiores de envelhecimento acarretaram maior heterogeneidade de deformação no material após a laminação de encruamento, o que levou à formação mais definida de bandas de Lüders para o material menos envelhecido. Com relação aos ensaios de tração após a laminação *skin-pass*, observou-se que tais ensaios não eliminaram a deformação heterogênea provocada pela laminação de encruamento, apenas causou o aumento nas bandas já existentes nos materiais.

4 MATERIAL E MÉTODOS

O estudo da heterogeneidade de deformação de barras de aço inoxidável AISI 304 laminadas a frio foi realizado com base na análise dos perfis de deformação e no cálculo da deformação média após a laminação em um passe, considerando diferentes reduções de área, e por meio da avaliação do comportamento à tração posterior do material. O trabalho foi desenvolvido em duas fases: análise experimental e simulação computacional.

Os experimentos envolveram: i) determinação das condições de recozimento das amostras a serem laminadas; ii) recozimento e caracterização do material no estado recozido; iii) obtenção da curva tensão real - deformação real para o aço recozido; iv) determinação da relação entre a deformação (ϵ) e a microdureza Vickers (HV) para o material recozido; v) obtenção dos perfis de microdureza e de deformação do material laminado com diferentes reduções e cálculo das deformações médias, fatores de heterogeneidade e coeficientes de deformação redundante e vi) determinação das curvas tensão real – deformação real do aço laminados das condições analisadas.

A simulação computacional, conduzida por meio do método de elementos finitos, consistiu em: i) determinação do perfil de deformação do material laminado, envolvendo o cálculo dos mesmos parâmetros avaliados experimentalmente e ii) avaliação do comportamento à tração do material após as diferentes laminações. O fluxograma da FIG. 4.1 ilustra a representação esquemática das etapas do trabalho.

Os experimentos foram realizados no Laboratório de Laminação do Departamento de Metalurgia e Materiais da Escola de Engenharia da UFMG e nos Laboratórios de Metalografia e de Tratamentos Térmicos do Departamento de Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais (CEFET – MG). As simulações foram realizadas no Laboratório de Conformação de chapas do Departamento de Engenharia Mecânica de UFMG.

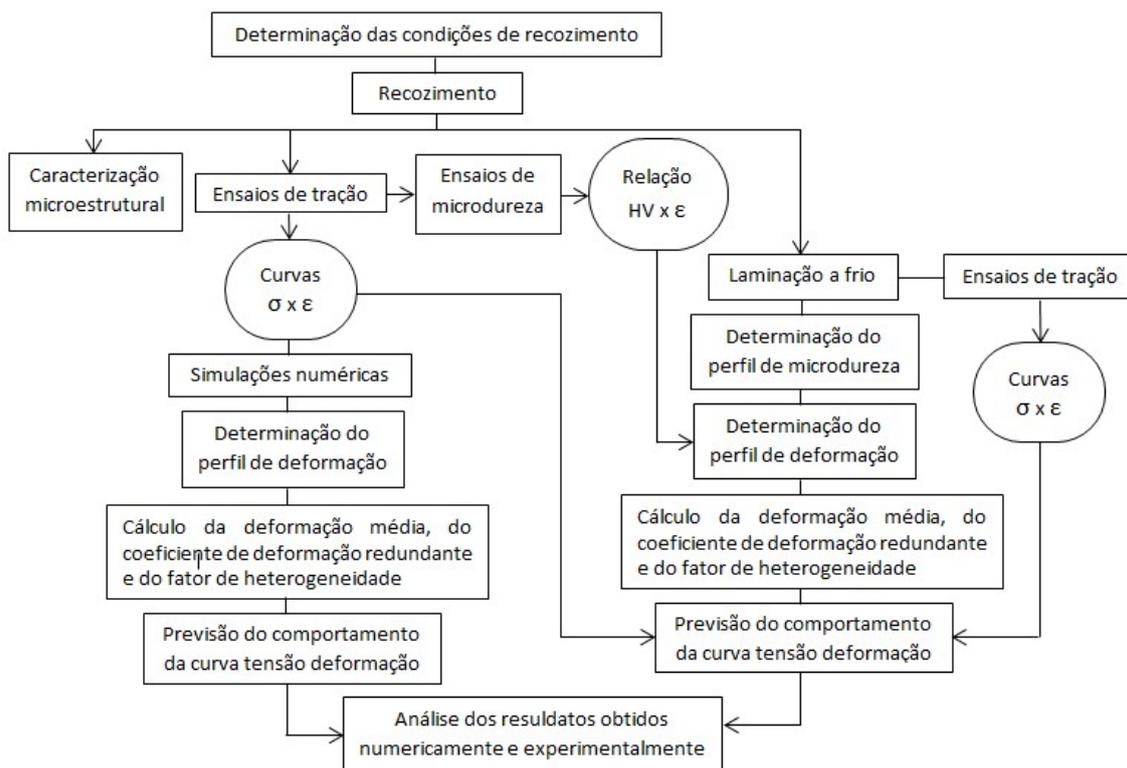


FIGURA 4.1: Representação esquemática das etapas de trabalho.

4.1 MATERIAL

O material analisado nos experimentos foi o aço inoxidável austenítico AISI 304, fornecido pela empresa Magnesita. O aço foi doado na forma de placa, com espessura de 10 mm. Esta espessura foi previamente escolhida em função das limitações do laminador utilizado (abertura máxima entre os cilindros de laminação) e para assegurar a realização dos ensaios de tração, considerando a capacidade máxima da célula de carga da máquina universal empregada e as dimensões do dispositivo de tração.

Com o intuito de remover os efeitos de quaisquer processamentos conduzidos anteriormente, optou-se por realizar um tratamento térmico de recozimento da placa a ser estudada. A partir do material recebido, foram confeccionados 4 tipos de corpos de prova, de acordo com os experimentos a serem realizados:

a) corpos de prova (quantidade = 3) com dimensões 20 mm x 20 mm x 10 mm, para estudo das condições de recozimento do material e caracterização microestrutural;

- b) corpos de prova (quantidade = 2) com forma e dimensões especificadas conforme a norma ASTM A370 (ASTM, 2014), utilizados para a determinação da curva tensão deformação do material recozido no ensaio de tração (FIG. 4.2);
- c) corpos de prova (quantidade = 10) com forma e dimensões especificadas conforme FIG. 4.2, utilizados para a determinação da relação deformação – microdureza do material no estado recozido a partir de ensaios de tração realizados até níveis de deformação distintos;
- d) corpos de prova (quantidade = 3) com dimensões de 350 mm x 70 mm x 10 mm (FIG. 4.3), para, após recozimento, realização de laminação com diferentes reduções de área;
- e) corpos de prova (quantidade = 6) cuja geometria e dimensões são mostradas na FIG 4.4, para a análise do comportamento à tração do material laminado. Ressalta-se que, nesse caso, os corpos de prova foram confeccionados a partir das amostras apresentadas na FIG 4.3 após a laminação e, de acordo com a redução de área empregada no processo, a espessura variou.
- f) corpos de prova (quantidade = 9) com dimensões de 15 mm x 15 mm x (espessura), que variou de acordo com a redução de área no processo de laminação, uma vez que essas amostras foram obtidas a partir das amostras apresentadas na FIG 4.3 após a laminação.

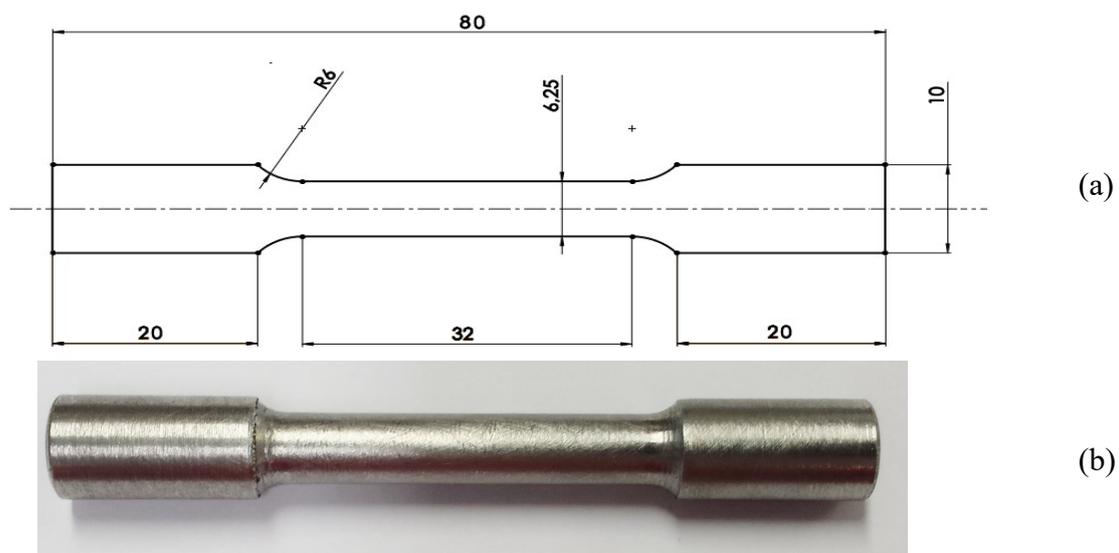


FIGURA 4.2: Representação esquemática (a) do corpo de prova cilíndrico em milímetros e imagem ilustrativa (b).

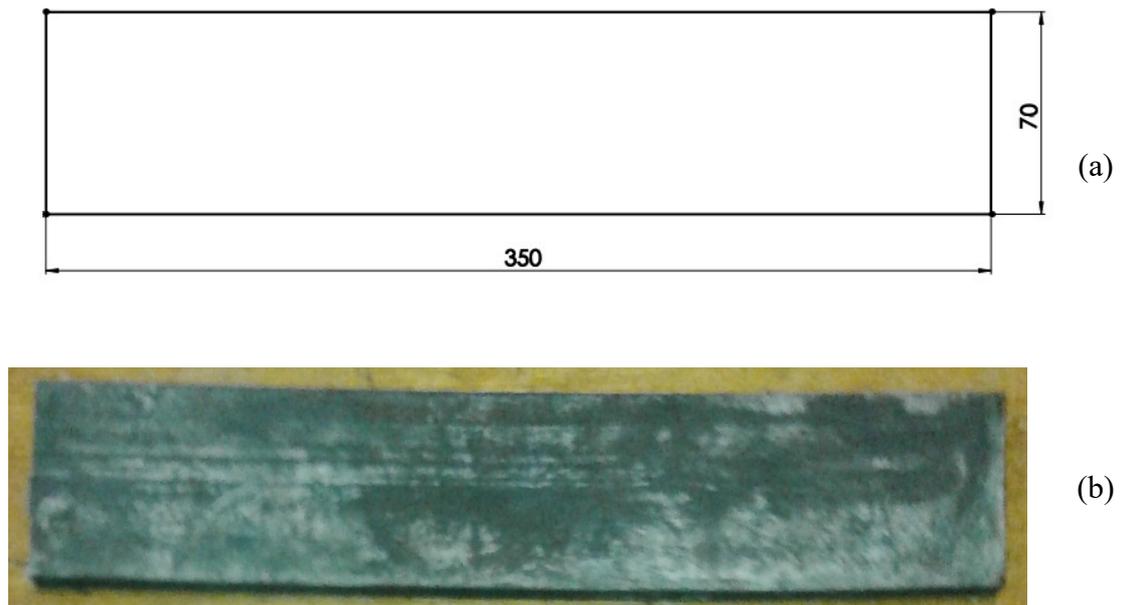


FIGURA 4.3: Representação esquemática em milímetros (a) do corpo de prova de aço inoxidável AISI 304 a ser recozido e laminado e imagem ilustrativa (b).

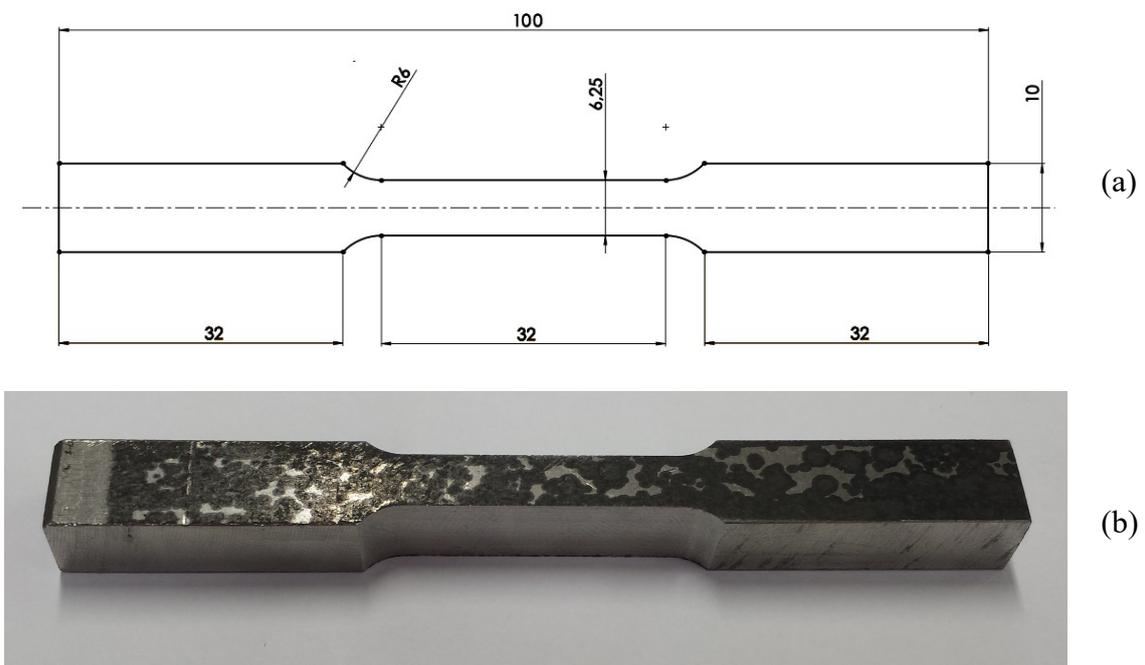


FIGURA 4.4: Representação esquemática (a) do corpo de prova chato em milímetros e imagem ilustrativa (b).

4.2 MÉTODOS

O trabalho envolveu a determinação dos perfis de deformação do aço austenítico AISI 304, recozido e laminado a frio, e seu comportamento na tração ulterior, obtidos por meio de experimentos e simulação computacional.

4.2.1 Procedimento Experimental

4.2.1.1 Determinação das condições de recozimento e recozimento e caracterização da microestrutura das amostras

As condições de recozimento (temperatura de aquecimento e tempo de encharque) foram inicialmente estimadas a partir de consulta à literatura (ASM HANDBOOK VOL 4A, 1991; CORRÊA, 2004). Após a realização de alguns testes, conduzidos nos corpos de prova com dimensões de 20 mm x 20 mm x 10 mm, envolvendo ensaios metalográficos e de dureza, os parâmetros escolhidos foram: temperatura de aquecimento de 1050°C, tempo de encharque de 60 minutos e resfriamento no forno por 12 horas.

Ressalta-se que, para avaliar os efeitos na microestrutura do material de eventuais gradientes de temperatura e de taxa de resfriamento em função de diferentes posições dentro do forno empregado, após a determinação dos parâmetros do tratamento, novas amostras, em uma quantidade total de quatro, foram recozidas, sendo que duas foram posicionadas no centro e duas em uma das extremidades do forno. Esse procedimento foi realizado devido ao fato de que tanto corpos de prova de dimensões relativamente reduzidas seriam tratados termicamente (por exemplo, peças para a tração) como corpos de prova de dimensões mais elevadas, como foi o caso das amostras a serem laminadas. Verificou-se que alterações de posicionamento dentro do forno, considerando o perímetro utilizado, não levaram a modificações relevantes na microestrutura e na dureza do aço AISI 304.

O recozimento de todas as amostras (para determinação das condições de tratamento e para a realização efetiva dos experimentos) foi realizado em um forno elétrico marca Linn, modelo Electro Therm, conforme FIG. 4.5.



FIGURA 4.5: Forno empregado no recozimento.

A caracterização da microestrutura foi realizada por meio da técnica metalográfica convencional, cuja preparação das amostras envolveu: i) seccionamento em uma cortadeira com disco abrasivo; ii) embutimento a frio com polimetilmetacrilato; iii) lixamento com lixa #600; iv) polimento com pasta de diamante de $9\mu\text{m}$, $3\mu\text{m}$ e $1\mu\text{m}$ e iv) ataque químico por imersão com reativo Água Régia (uma parte de HNO_3 e três partes de HCl) por cerca de 30 segundos.

Após a etapa inicial de seccionamento, as amostras foram submetidas à decapagem em HCl PA por 120 minutos. Esse procedimento foi conduzido com o objetivo de eliminar os possíveis efeitos do corte na superfície do material, ou seja, remover as camadas mais externas cuja estrutura poderia ter sido transformada de austenita para martensita nessa etapa.

Após o embutimento, também para evitar a ocorrência do fenômeno de transformação martensítica por deformação plástica, a etapa de lixamento foi realizada apenas com uma granulometria de abrasivo, relativamente mais fina. A análise microestrutural foi realizada utilizando um microscópio óptico Kontrol, modelo IM713 (FIG. 4.6).



FIGURA 4.6: Microscópio óptico.

Após a caracterização microestrutural, foram realizadas medições de dureza Vickers nas amostras recozidas, utilizando um microdurômetro da marca Shimadzu, modelo HMV-2T, conforme FIG. 4.7. A preparação das amostras foi similar à da análise microestrutural não envolvendo, no entanto, ataque químico com Água Régia. Foram realizados 20 ensaios em cada amostra, totalizando 40 ensaios no material nas condições escolhidas (sem considerar os ensaios preliminares e de avaliação dos efeitos da posição no forno). Utilizou-se carga de 300 gf e tempo de aplicação de 15 segundos.



FIGURA 4.7: Microdurômetro Vickers.

4.2.1.2 Ensaio de tração do material recozido

Os ensaios de tração do material recozido foram realizados em uma máquina universal de ensaios marca Instron modelo 5982, com sistema de controle e aquisição de dados Blue Hill 3, empregando ainda um extensômetro do tipo agulhas Instron modelo 2610. A velocidade utilizada nos ensaios foi de velocidade de tração de 1,92 mm/min, resultando em uma taxa de deformação inicial de $0,001s^{-1}$. A FIG. 4.8 ilustra o equipamento.



FIGURA 4.8: Máquina de ensaios de tração.

Durante os ensaios, a partir dos valores de carga e de variação na abertura das garras do extensômetro, o equipamento fornecia os resultados de tensão e de deformação convencionais, determinados a partir das Eq. 4.1 e 4.2. Até o início da estrição, esses resultados foram convertidos em tensão real e deformação real empregando as Eq. 4.3 e 4.4 (DIETER, 1981).

Após o início da estrição, o extensômetro era retirado e os ensaios pausados a cada certo incremento de deslocamento do travessão móvel do equipamento. Nesse caso, a cada momento, os dados de carga eram fornecidos pelo sistema de aquisição de dados e medições do diâmetro da seção transversal da estrição (empregando um paquímetro Starret) eram realizadas para a determinação da área. Esses dados possibilitaram o cálculo dos valores de deformação real e tensão real por meio das Eq. 4.5 e 4.6 para as situações nas quais o volume deformado não era mais constante, condição essencial para o uso das Eq. 4.3 e 4.7.

Paralelamente, o raio da estrição era determinado a cada parada do ensaio, utilizando padrões de raio Boch, de forma a possibilitar a realização da chamada correção de Bridgman para remover os efeitos do estado triaxial de tensões gerado com o empescoamento do corpo de prova (DIETER, 1981)

$$e = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (4.1)$$

$$S = \frac{P}{A_0} \quad (4.2)$$

$$\varepsilon = \ln(e + 1) \quad (4.3)$$

$$\sigma = S(e + 1) \quad (4.4)$$

onde e é a deformação convencional obtida por meio de um extensômetro, S a tensão de engenharia, P a carga instantânea aplicada, A_0 a área inicial do corpo de prova, ε a deformação verdadeira e σ a tensão verdadeira.

$$\varepsilon = 2 \ln(D_i/D_f) \quad (4.5)$$

$$\sigma = \frac{P}{A_i} \quad (4.6)$$

onde D_i é o diâmetro inicial, D_f é o diâmetro final e A_i é a área instantânea. A correção de Bridgman é calculada pela Eq 4.7, onde “ R ” representa o raio de curvatura e “ a ” corresponde ao raio da estrição.

$$\sigma = \frac{\sigma_{\text{média}}}{\left(\frac{1 + 2R}{a}\right) \left[\ln\left(1 + \frac{a}{2R}\right)\right]} \quad (4.7)$$

4.2.1.3 Determinação da relação entre a deformação (ϵ) e a microdureza Vickers (HV) do material recozido

A relação entre a dureza Vickers (HV) e a deformação (ϵ) nas amostras de aço inoxidável austenítico 304 recozidas foi obtida a partir da deformação dos corpos de prova de aço AISI 304 até magnitudes de 5%, 10%, 15%, 20%, 25%, 30%, 35% e 40% de deformação convencional. Os experimentos foram realizados conforme descrito anteriormente (seção 4.2.1.2). Nesse caso, entretanto, todos esses ensaios foram conduzidos com o extensômetro, uma vez que as magnitudes de deformação utilizadas foram inferiores à deformação uniforme (alongamento uniforme). Com o objetivo de ampliar a faixa de deformação avaliada, as amostras ensaiadas até a ruptura (seção 4.2.1.2) também foram utilizadas.

Após os ensaios, foram cortados discos da seção transversal das amostras deformadas por tração. Também foram cortados discos ao longo da região de estricção das amostras que foram ensaiadas até a ruptura. Em seguida, as peças foram preparadas de maneira similar às utilizadas na determinação da microdureza do material recozido, incluindo a etapa de decapagem (seção 4.2.1.1). Ao todo, foram analisadas 22 seções para a determinação da relação entre a microdureza Vickers e a deformação efetiva: 8 pontos correspondentes às deformações de 5%, 10%, 15%, 20%, 25%, 30%, 35% e 40% e 14 pontos provenientes de 2 corpos de provas deformados até a estricção.

A deformação efetiva relativa a cada disco foi calculada em função das dimensões iniciais e finais da área da seção transversal das barras. Os ensaios de dureza Vickers foram realizados de forma análoga àquela descrita para o aço AISI 304 no estado recozido (seção 4.2.1.1). Com os valores obtidos, foi traçado um gráfico que relaciona a dureza Vickers (HV) e a deformação (ϵ) e, a partir dessa, uma linha de tendência e uma expressão (com regressão por potência) foi determinada. A escolha da aproximação por potência se deu a partir de consulta à bibliografia pertinente (GIOSA, 1988).

4.2.1.4 Laminação a frio das amostras de aço AISI 304

As amostras com dimensões de 350 mm x 70 mm x 10 mm (FIG 4.3), depois de recozidas, foram laminadas em um laminador marca Froolhing, de carga máxima admissível 60 toneladas e diâmetro dos cilindros 200 mm (FIG. 4.9).



FIGURA 4.9: Laminador Froolhing.

A laminação a frio foi realizada com uma velocidade de 25 m/min (4,16 rad/s). As amostras foram submetidas a reduções da ordem de 5,92%, 10,93% e 16,90%, determinadas a partir das espessuras finais de 9,2 mm, 8,6 mm e 8,21 mm, respectivamente. Essas reduções foram calculadas em função da relação entre a espessura inicial e a espessura final do material laminado. A espessura final para cada redução foi determinada por meio de medições realizadas por meio de um relógio comparador, marca Mitutoyo, nas bordas e no centro da chapa laminada, as quais permitiram calcular o valor médio da espessura.

Antes do processo de laminação ter sido realizado, foram testadas diversas amostras, de modo que a laminação a frio ocorresse sem que a chapa apresentasse escorregamento ou abaulamento, garantindo ainda um comprimento final que permitisse a construção do corpo de prova para os ensaios posteriores de tração.

4.2.1.5 Determinação dos perfis microdureza e de deformação do material laminado a frio

Após a realização das laminações das amostras de aço inoxidável austenítico AISI 304, as bordas foram descartadas (aproximadamente 10 mm de cada lado), com o intuito de analisar somente o regime permanente de deformação. Da parte central da chapa laminada foram retiradas duas amostras por deformação, nas quais se determinou a distribuição de microdureza ao longo da seção transversal. Novamente a preparação das amostras para os experimentos foi similar àquela realizada nas demais etapas envolvendo microdureza. Na FIG. 4.10 é mostrada uma representação esquemática das medições de dureza ao longo da seção transversal das amostras. As medições dos perfis de microdureza foram obtidas segundo o mesmo procedimento descrito no item 4.2.1.1, ou seja, foi realizada uma série de 19 medições da microdureza ao longo da seção transversal das chapas de aço AISI 304 laminadas, para a redução de 5,92% e 17 medições da microdureza ao longo da seção transversal das chapas AISI 304 laminadas, para as reduções de 10,93% e 16,90%. Para cada redução, foram realizadas medições em três amostras distintas (duas provenientes das bordas e uma proveniente do centro da chapa laminada) e calculada a média das três medições obtidas.

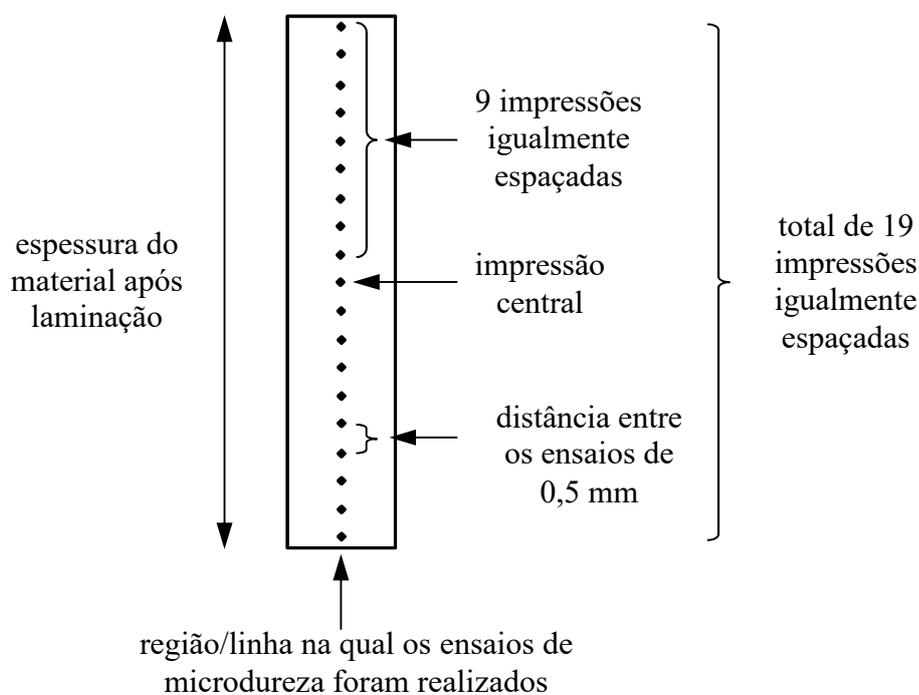


FIGURA 4.10: Representação das medições de dureza ao longo da seção transversal das amostras.

Após o cálculo, foram aferidos os valores máximo e mínimo de microdureza obtidos para cada redução de laminação, de modo a serem calculados os fatores de heterogeneidade, conforme equação 3.1. Com base nas medições de microdureza, foram obtidos os perfis de deformação das amostras, utilizando a equação que relaciona deformação e microdureza obtida conforme item 4.2.1.3. A deformação média relativa a cada redução foi determinada pelo método do teorema do valor médio.

4.2.1.5 Ensaio de tração das amostras laminadas a frio

Após a laminação, foram retirados corpos de prova de cada amostra laminada, confeccionados conforme a FIG. 4.4, com os quais foram realizados ensaios de tração com o intuito de se obter a curva tensão deformação para o aço AISI 304 referente a cada redução de área na laminação prévia. Os parâmetros de ensaios e o equipamento utilizado foram os mesmos descritos no item 4.2.1.2 sendo que, no entanto, a seção transversal do corpo de prova não era circular.

4.2.2 Simulações computacionais

As simulações computacionais da laminação do aço AISI 304 com as reduções de 5,92%, 10,93% e 16,9%, e a posterior avaliação do perfil de deformação do material, foram realizadas utilizando o método de elementos finitos, através do software DEFORM 2D/3D, versão 11.0, da empresa *Scientific Forming Technologies Corporation*. Para as simulações propostas foi utilizada a curva tensão deformação na tração obtida experimentalmente para o aço AISI 304 (item 4.2.1.2). A utilização dessa curva em detrimento da curva disponível na biblioteca do software DEFORM visou uma maior exatidão dos resultados obtidos. Nas simulações das laminações, feita em 2D, foram utilizados os mesmos parâmetros utilizados na laminação a frio, ou seja, mesma espessura do corpo de prova, diâmetro e velocidade de rotação dos cilindros de laminação. Como a primeira simulação foi em duas dimensões, não foi necessário considerar a largura da amostra. Também se utilizou o comprimento das amostras simuladas menor que a experimental em função de que o estudo realizado almeja avaliar o perfil de deformação da seção transversal, não sendo necessário replicar o mesmo comprimento, o que propiciou maior rapidez nas simulações.

Assim, foi gerado um corpo de prova de 70 mm, com uma malha com 3000 elementos. Optou-se por este número de elementos visto que ele apresentou melhor relação entre a precisão dos resultados e o tempo necessário para realizar as simulações. O coeficiente de atrito utilizado foi de 0,3, que é o coeficiente normalmente disponível na biblioteca do software para simulações de laminação utilizando o aço AISI 304. Os parâmetros utilizados na simulação da laminação a frio estão ilustrados na TAB. 4.1:

TABELA 4.1 - Parâmetros de simulação da laminação a frio no programa DEFORM 2D/3D.

CARACTERÍSTICAS	ESPECIFICAÇÕES
Comprimento da amostra	70 mm
Espessura das amostras	10 mm
Diâmetro do cilindro de laminação	200 mm
Velocidade de laminação	0,022 m/s
Velocidade angular dos cilindros	4,16 rad/s
Malha inicial das amostras	3000
Tempo de cada etapa (time step)	0,004 segundos
Número de etapas na simulação	420
Coefficiente de Atrito	0,3

Nesta simulação admitiu-se que o modelo em questão possui comportamento plástico, desconsiderando o efeito da resposta elástica durante a laminação a frio do mesmo. Os cilindros foram admitidos como rígidos, visto que a deformação plástica que poderia ocorrer durante o processo é desprezível considerando as dimensões das amostras. Devido à simetria do processo, a simulação foi realizada utilizando um cilindro de laminação e metade da espessura da chapa, impondo uma linha de simetria ao modelo, com movimentos somente na direção de laminação, conforme mostrado na FIG.4.11.

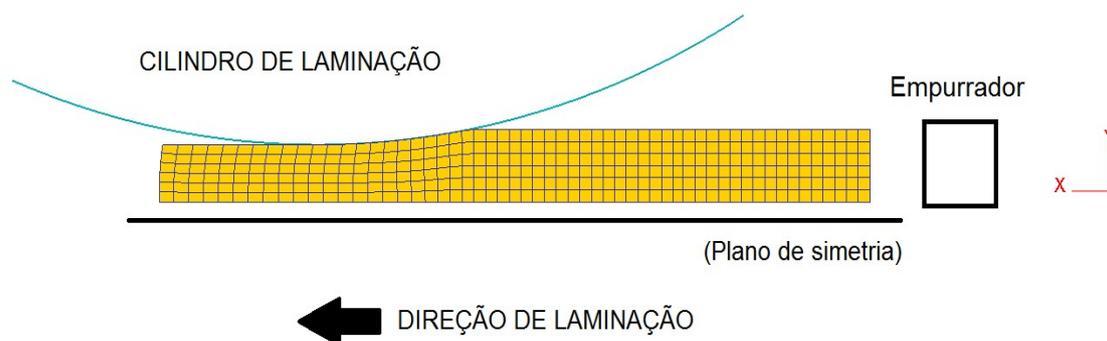


FIGURA 4.11: Imagem ilustrativa do modelo de simulação de laminação a frio em 2D.

O método de análise do programa DEFORM 2D/3D consistiu em três etapas: a fase de pré-processamento, onde o problema em análise foi sintetizado a partir da construção de uma representação gráfica de simulação deste processo. A partir desta etapa, foram aplicadas ao corpo as condições de contorno (esforços aplicados, restrições, tipo de material, dentre outros), de modo a permitir a simulação do fenômeno.

Posteriormente, na fase da análise do programa, a simulação foi implementada pelo software, que realizou o processamento do modelo. Como o programa baseia-se em modelos matemáticos que interagem diversas vezes, quando o processamento rodar um número pré-determinado de interações e a solução convergir, considera-se que uma solução numérica foi obtida. Finalmente, na fase de pós-processamento foram analisados e interpretados os resultados obtidos pelo software. Nesta fase, realizou-se um estudo com o intuito de testar a validade e coerência dos resultados, verificando a necessidade de um reprocessamento da simulação, alterando, por exemplo, sua malha ou as condições de contorno.

Após a simulação da laminação a frio, a medição da variação da deformação foi realizada utilizando o próprio software, com uso de uma ferramenta que permite aferir os valores de deformação do eixo de simetria até a superfície de contato com o cilindro de laminação, a partir de uma linha com 20 pontos de captação, perpendicular à direção de laminação da chapa. O esquema de medição é mostrado na FIG. 4.12.

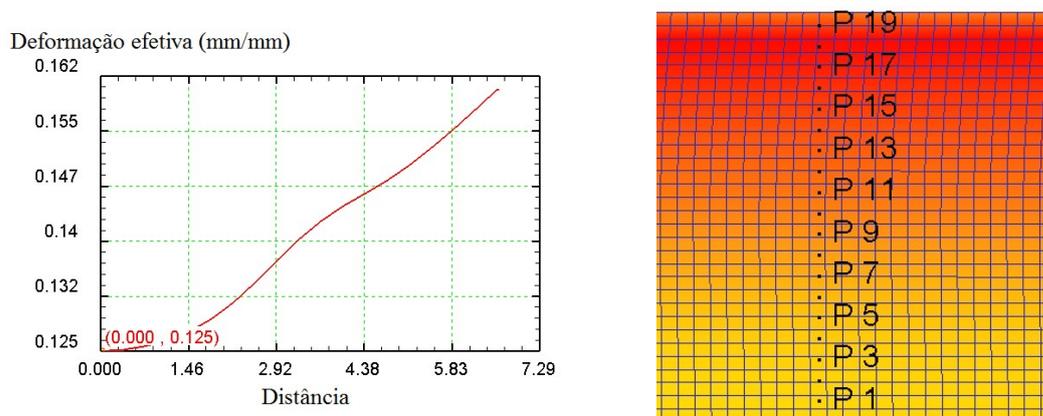


FIGURA 4.12: Imagem ilustrativa da medição da deformação efetiva de uma chapa laminada utilizando pontos de captação.

Após a simulação das laminações realizadas em modelos 2D, as amostras foram convertidas para o formato 3D, a fim de se construírem corpos de prova com os quais foram realizados ensaios de tração com a distribuição de deformação obtida para cada redução propostas na laminação a frio e desta forma se obter a curva tensão deformação para o aço AISI 304 referente a cada redução.

Com este intuito, foi utilizado o programa SOLIDWORKS 2013 para confeccionar os esboços dos corpos de prova conforme a norma ASTM A370, utilizada em ensaios de tração. Estes esboços foram importados para o programa DEFORM 2D/3D, que converteu-os para o formato 3D, utilizando um número de 20 “layers”, 120 “seções” e uma malha hexaédrica, distribuídas ao longo do comprimento da amostra. Optou-se por este tipo de malha, pois ela apresenta resultados com menores erros associados ao processo de simulação, bem como melhores taxas de convergência em relação à duração do ensaio.

Posteriormente, por meio de ferramentas de interpolação encontradas no software, foram transferidos aos corpos de prova confeccionados os perfis de deformação obtidos por intermédio das simulações de laminação a frio para reduções de 5,92%, 10,93% e 16,90%. Um exemplo de um corpo de prova em 3D com o perfil de deformação proveniente de uma laminação a frio com redução de 10 % é ilustrado na FIG. 4.13.

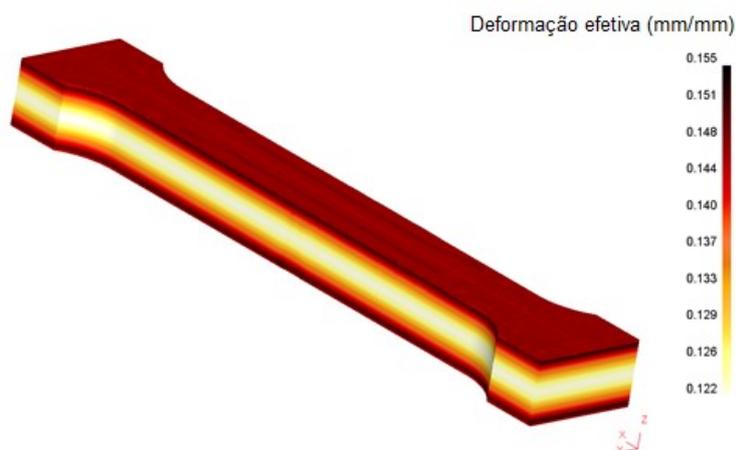


FIGURA 4.13: Imagem ilustrativa de um corpo de prova construído a partir da simulação de laminação a frio de um aço inoxidável 304, com a distribuição de deformação para uma redução de 10% de sua espessura.

Nesta fase é importante levar em consideração o número de elementos das amostras a serem simuladas. Quanto maior o número de elementos utilizados, mais precisos serão os resultados encontrados na simulação. Entretanto, o tempo de processamento da simulação será maior, pois o número de elementos a serem resolvidos em uma amostra volumétrica aumenta. Além disso, a malha a ser utilizada deve apresentar homogeneidade e refinamento satisfatórios, de modo que ele consiga interpretar a distribuição das deformações obtidas nas simulações de laminação realizadas em 2D.

Em vista disso, considerando-se que os corpos de prova possuem perfil simétrico e comportamento isotrópico, as simulações dos ensaios de tração foram realizadas utilizando 1/8 do seu formato original, resultando em um corpo de prova plástico com 40000 elementos. Com isso, a partir da utilização de planos de simetria nos eixos coordenados, conforme mostrado na Fig. 4.14, foram simulados as dimensões do corpo de prova integralmente, possibilitando-se a redução do número de malhas e nós, reduzindo significativamente o tempo de simulação.

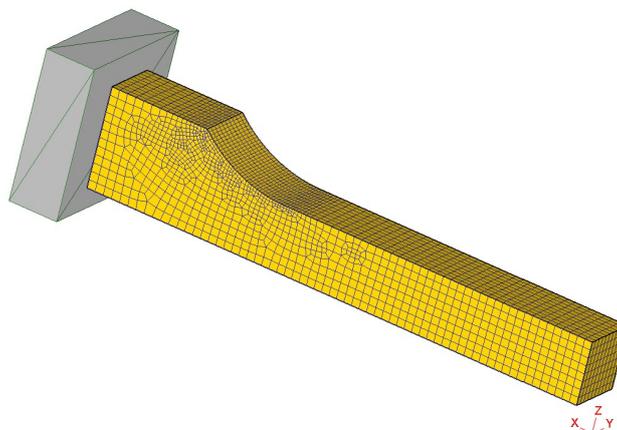


FIGURA 4.14: Imagem ilustrativa do corpo de prova das amostras de aço inoxidável austenítico 304, pré-laminadas a frio, com 1/8 de suas dimensões originais.

Devido à utilização de planos de simetria nos eixos X, Y e Z nas simulações dos ensaios de tração, os nós da extremidade do corpo de prova foram configurados como imóveis, ao passo que foi acoplada uma garra, configurada como rígida, à outra extremidade do modelo, que aplicou uma força de tração à amostra.

Foram realizadas quatro simulações de ensaios de tração a partir das amostras laminadas submetidas a 5,92%, 10,93% e 16,9%. de redução. As amostras possuem espessuras distintas devido às várias reduções impostas às amostras de aço AISI 304, pois foram obtidas partir das amostras laminadas com diferentes reduções. A TAB. 4.2 resume as condições de contorno utilizadas no software DEFORM, para as simulações dos ensaios de tração.

TABELA 4.2 - Condições da simulação utilizadas nos ensaios de tração após laminação a frio.

CARACTERÍSTICAS	ESPECIFICAÇÕES
Comprimento do corpo de prova	30 mm
Espessura final do corpo de prova com redução de 5,92%	4,605
Espessura final do corpo de prova com redução de 10,93%	4,345
Espessura final do corpo de prova com redução de 16,9%	4,105
Número de etapas na simulação	300
Tempo da etapa (time step)	0,003s
Temperatura	20° C
Malha inicial do material	40000 elementos
Velocidade de tração da garra (direção X)	1 mm/s

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Resultados Experimentais

5.1.1 Caracterização do material recozido

A FIG. 5.1 ilustra a micrografia do aço inoxidável AISI 304 após o recozimento, ou seja, na condição considerada como inicial para o desenvolvimento do trabalho. Observa-se, além dos contornos de grãos, a presença de maclas de recozimento, característica típica desta liga. Verifica-se ainda que não há presença de martensita α' , atestando que o tratamento térmico empregado foi eficiente no sentido de remover os eventuais efeitos de processamentos anteriores e, principalmente, que a técnica utilizada para a preparação das amostras (decapagem com ácido clorídrico PA e lixamento a partir de lixas #600, etapas seguidas de preparação metalográfica usual) foi adequada.

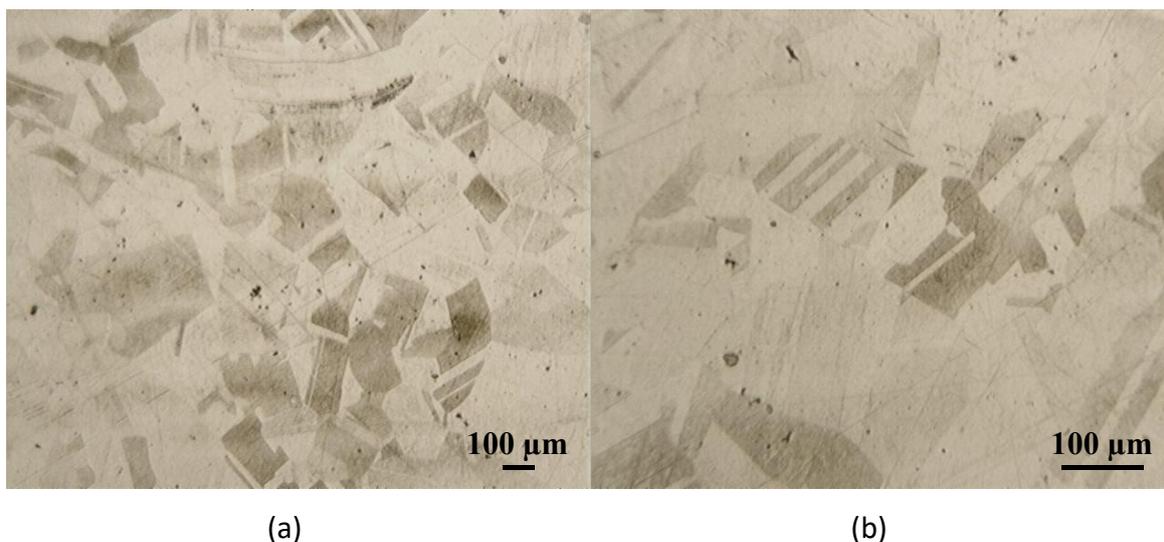


FIGURA 5.1: Imagens (MO) do aço AISI 304 após recozimento e ataque com ácido clorídrico PA (amostras recozidas no centro do forno, (a) e (b) ampliação).

O valor médio encontrado de microdureza do aço AISI 304 realizadas ao longo da espessura do metal e o desvio padrão das medições, após o recozimento, são apresentados na TAB. 5.1. O resultado, de 167 HV 0,3, está de acordo com o especificado para o aço AISI 304 recozido (ASM HANDBOOK VOL 4A, 1991).

TABELA 5.1: Medições de microdureza para o aço AISI 304 após recozimento.

Medição	Microdureza Maior Valor (HV)	Microdureza Menor Valor (HV)	Microdureza Média (HV)	Desvio Padrão
	173	161	167	11

Isto indica que o recozimento à temperatura de 1050 °C por 1 hora e resfriamento por 12 horas dentro do forno se efetivou. No GRA. 5.1 são mostradas as curvas tensão efetiva deformação efetiva obtidas nos ensaios de tração para o aço inoxidável AISI 304 recozido à 1050 °C por 1 hora. Observa-se que os valores de tensão obtidos para cada deformação são praticamente os mesmos. Comparando-se os dados obtidos com os da literatura (CORRÊA, 2004), constata-se a equivalência dos resultados.

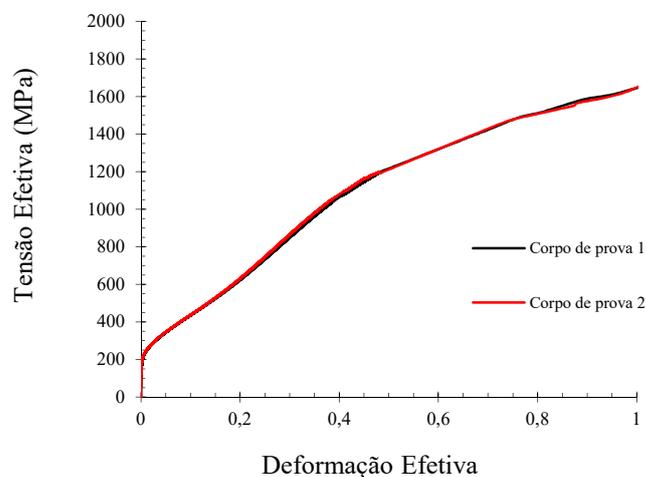


GRÁFICO 5.1: Curvas tensão efetiva deformação efetiva para o aço AISI 304 recozido obtidas no ensaio de tração.

5.1.2 Determinação da relação entre a deformação e a microdureza Vickers do material recozido

No GRA. 5.2 são apresentados os valores de microdureza obtidos para seções de corpos de prova do aço AISI 304 recozidos e tracionados até determinados valores de deformação, conforme descrito na seção 4.2.1.3. Com os dados de deformação e microdureza, foi traçada uma linha de tendência a partir da qual foi elaborada a equação que relaciona os dois parâmetros. Nos dados obtidos se observa um índice de correlação em torno de 80%.

De acordo com a literatura, as dispersões das medições são características dos ensaios de microdureza, uma vez que é comum a ocorrência de defeitos de impressão, devido ao afundamento ou à aderência do metal em volta das faces do penetrador, que podem contribuir para variações nos resultados. Além disso, ensaios de microdureza são dependentes de parâmetros como precisão e repetibilidade das medições, já que a medida da forma geométrica da impressão de microdureza depende diretamente da capacidade do operador em reproduzir os padrões de medições (GARCIA *et. al.*, 2012).

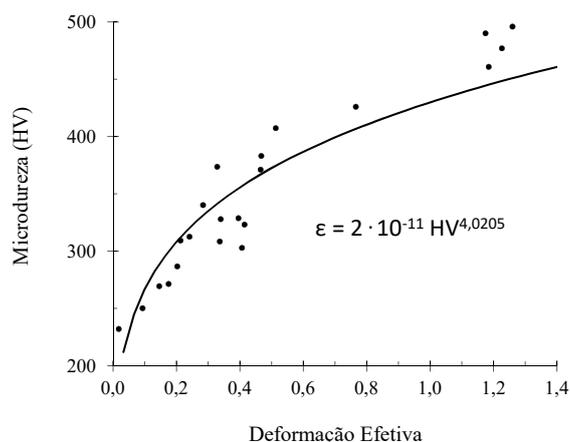


GRÁFICO 5.2: Curva microdureza Vickers deformação para o aço AISI 304.

5.1.3 Determinação dos perfis de microdureza e deformação do aço AISI 304 após laminação a frio

No GRA. 5.3 são apresentados às medidas de microdurezas obtidas ao longo da seção transversal das barras recozidas e laminadas do aço AISI 304, com reduções de 5,92 %, 10,93 % e 16,9 %. Em adição às curvas são apresentadas linhas de tendência que ilustram as variações de microdureza. Verifica-se que o perfil do material recozido apresenta praticamente uma mesma dureza (167 HV) ao longo da seção transversal da chapa. Observa-se que a deformação de 5,92%, 10,93% e 16,9% imposta pela laminação reflete o aumento da microdureza nas amostras. Além disso, o comportamento dos perfis de microdureza apresentou uma configuração semelhante ao encontrado por Hundy e Singer (1955) e Giosa (1988), ou seja, com relação à redução de 5,92%, o perfil se mostrou o mais heterogêneo, reduzindo progressivamente com as reduções de 10,93% e 16,9 %.

No entanto, para estas duas últimas reduções houve uma dispersão mais acentuada nos valores de microdureza. Isto poderia ser reflexo da dispersão dos dados; estudos relacionados à heterogeneidade de deformação baseados no método de medição de dureza em processos de laminação relatam alta propagação de erros em medições de microdureza (GIOSA, 1988). As dispersões das medições da microdureza são características do processo e sua relação com a deformação deve analisada em relação a possíveis discrepâncias nos dados, uma vez que o comportamento mecânico do material varia não apenas em relação à extensão da deformação imposta, mas também do caminho de deformação que o metal possa vir a tomar (ARMSTRONG *et. al.*, 1982; THOMSEN *et. al.*, 1983).

Outro fato constatado é que se observou um amaciamento nas bordas do material após a deformação por laminação. Giosa (1988) estudando a heterogeneidade de deformação na laminação em diversas reduções também encontrou diferentes níveis de amaciamento na borda, porém não se conseguiu estabelecer uma relação deste fenômeno com o nível de redução a qual foi submetido às chapas laminadas.

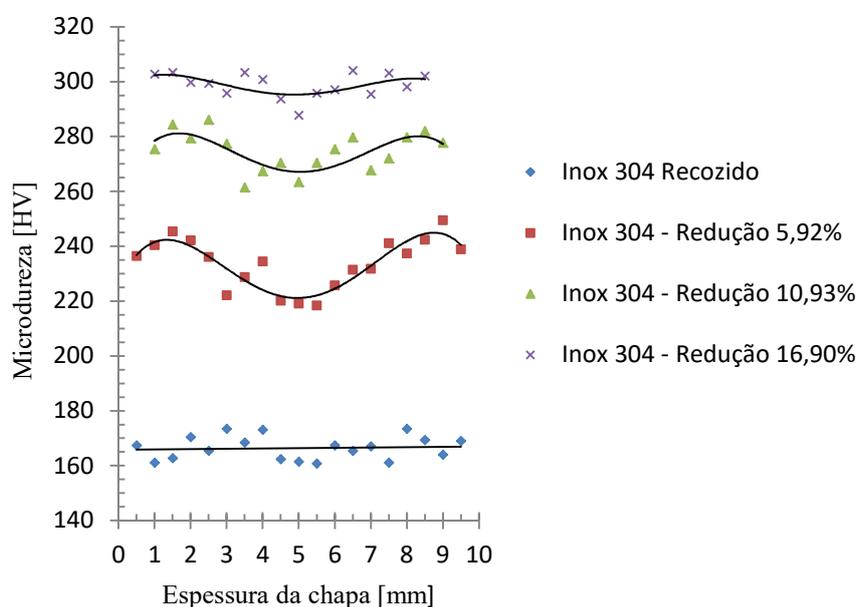


GRÁFICO 5.3: Distribuição da microdureza das chapas laminadas com reduções de 5,92%, 10,93%, 16,90%, ao longo da espessura de laminação.

5.1.4 .Distribuição da deformação efetiva ao longo da espessura

No GRA. 5.4 são apresentados os perfis de deformação obtidos por meio dos perfis microdureza e da equação que relaciona a relação dureza e deformação. Foi observada uma distribuição heterogênea de deformação ao longo da espessura em todas as reduções analisadas, com a deformação no centro das amostras sempre menor que a deformação nas bordas. Este comportamento também foi observado em outros trabalhos relacionados ao estudo da deformação heterogênea em processos de laminação (MACGREGOR & COFFIN, 1943; AVERBACH, 1958, GIOSA, 1988). Este fato estaria diretamente relacionado à ação de tensões cisalhantes que atuam na superfície do material durante o processo de laminação, ao passo que no centro atuariam de maneira predominante esforços de compressão. Para as reduções de 10,93% e 16,9% encontraram-se dispersões de valores já percebidas nos perfis de microdureza. Giosa (1988) relatou que os erros associados aos valores de deformação obtidos em função das medições de microdureza, por meio de equações semelhantes a 3.6, aumentam linearmente em função dos valores de expoente de encruamento “n”, o que indica que a precisão decresce para materiais com altas taxas de encruamento, como é o caso do aço AISI 304. Além disso, foi constatada uma diminuição de deformação nas bordas, principalmente para reduções menores, fato também observado por Giosa (1988).

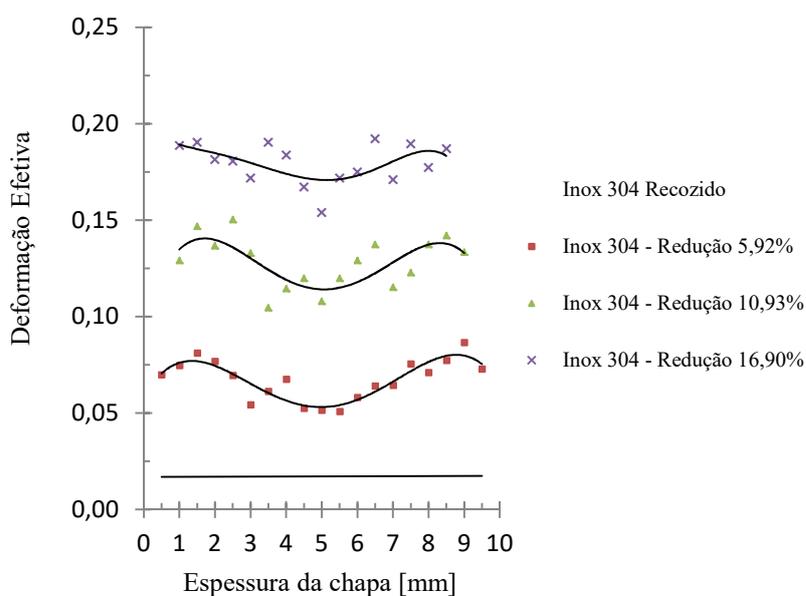


GRÁFICO 5.4: Distribuição da deformação efetiva das chapas laminadas com reduções de 5,92%, 10,93%, 16,9%, ao longo da espessura.

Com base nos dados acima, foi calculada a deformação média (ϵ_m) para cada redução imposta ao aço AISI 304, utilizando o teorema do valor médio. Os resultados são apresentados na TAB. 5.2., bem como os valores para o fator de heterogeneidade (FH), determinados a partir dos resultados de dureza.

TABELA 5.2: Valores encontrados para a deformação média (ϵ_m) e para o fator de heterogeneidade (FH), para cada redução.

Redução na laminação (%)	Parâmetros Aço AISI 304 (Experimental)	
	F.H.	ϵ_m
5,92	14,2	0,068
10,93	9,4	0,122
16,9	8,5	0,169

No estudo da heterogeneidade de deformação na laminação com o aço inoxidável 304, Giosa (1988) identificou que o fator de heterogeneidade variou de 10 a 20 para reduções de 1 a 21%. No entanto, este parâmetro oscilou aleatoriamente com aumento da redução, ao passo que nos resultados obtidos neste trabalho encontrou-se uma tendência de linearmente decrescente do fator de heterogeneidade (F.H.) com o aumento da redução, o que indica que a heterogeneidade tende a diminuir com o aumento das reduções impostas, o que corrobora os resultados encontrados por Hundy e Singer (1955). Com relação à deformação média, houve um aumento progressivo deste valor com o aumento da redução de 5,92 %, 10,93 % e 16,9 %. Resultados semelhantes foram encontrados por Giosa (1988), cujos valores da deformação média também apresentaram oscilações para reduções de 1% a 20%. Observa-se que os valores encontrados possuem correspondência se comparados com as reduções impostas durante a laminação, principalmente ao considerar que foi utilizada uma técnica de medição indireta destas deformações, baseada na medição do perfil de microdureza.

Na TAB. 5.3 são apresentados os valores do coeficiente de deformação redundante e do parâmetro Δ , para cada redução imposta. Os parâmetros de laminação foram correlacionados em função do parâmetro Δ para cada redução e plotado em função do

coeficiente de deformação redundante, cujo resultado é apresentado no GRA. 5.5, juntamente com a equação obtida por Giosa (1988). Foi utilizada uma equação de reta para descrever o gráfico, uma vez que outras formulações não apresentaram alterações relevantes nos coeficiente, optando-se pela utilização de um ajuste linear. Apesar de não ter havido correspondência com as equações previstas na literatura, foi observada uma relação crescente entre as duas variáveis, similar àquelas encontradas por Giosa (1988), Caddel e Atkins (1968) e Corrêa (2004), os dois últimos para o processo de trefilação que, por sua vez, também envolve a ocorrência de heterogeneidade de deformação.

TABELA 5.3: Valores encontrados para o coeficiente de deformação redundante e para o parâmetro Δ , para cada redução imposta.

Redução na laminação (%)	Parâmetros Aço AISI 304 (Experimental)	
	ϕ	Δ
5,92	0,958	1,25
10,93	0,910	0,89
16,9	0,791	0,70

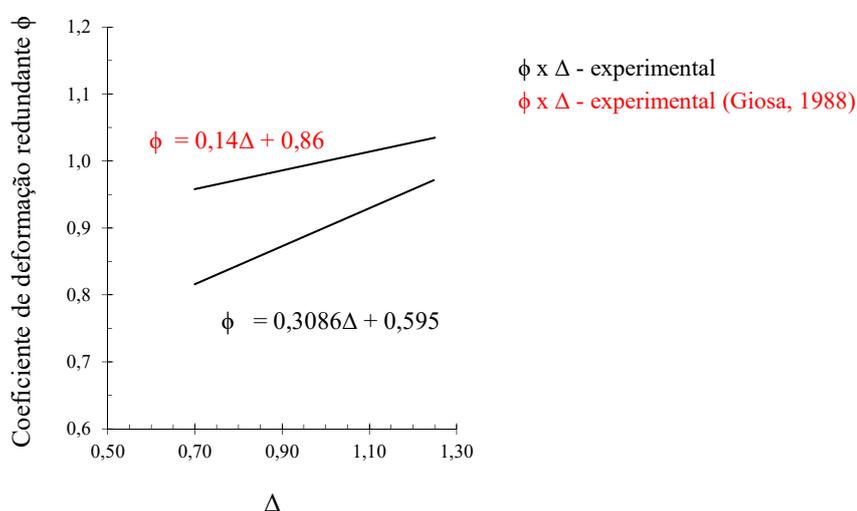


GRÁFICO 5.5: Comportamento do coeficiente de deformação redundante ϕ em função do parâmetro Δ obtido experimentalmente, em comparação com a equação que relaciona estes parâmetros determinado por Giosa (1988).

5.1.5 Determinação da curva tensão efetiva deformação efetiva do aço laminado

No GRA. 5.6 são mostradas as curvas tensão deformação do aço inoxidável AISI 304, obtidas para cada redução imposta, juntamente com a curva do material em estado recozido. Observou-se que a deformação imposta no processo de laminação, para as três reduções de área, levou ao encruamento do material, como esperado. No entanto, verifica-se (qualitativamente, a partir da inclinação das curvas) que a taxa de encruamento é distinta de acordo com a redução de área na laminação realizada previamente. As reduções de 5,92 % e 10,93 % provocaram um aumento no limite de escoamento e nas tensões de escoamento como um todo, ao passo que a redução de 16,9 %, apesar de ter o limite de escoamento alterado com relação à redução inferior, exibiu uma tendência de aproximação dos valores obtidos para a redução de 10,93%.

Além do encruamento, outro ponto a ser considerado é que o aumento do limite de escoamento (e nos valores de tensão subsequentes) estaria diretamente relacionado ao efeito da transformação martensítica induzida por deformação, característica dos aços inoxidáveis austeníticos, à medida que ocorre o aumento das reduções impostas na laminação, fato esse já relatado em outros trabalhos (HEDAYATI *et. al.*, 2010, HUANG *et. al.*, 2012, GHOSH *et. al.*, 2012).

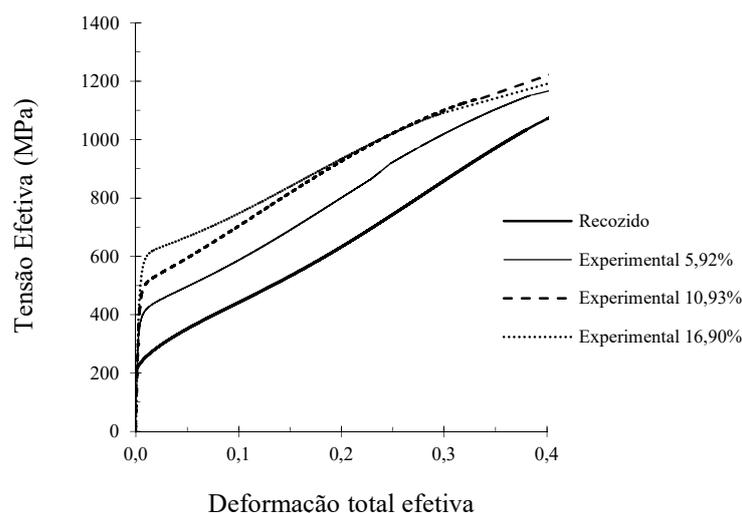


GRÁFICO 5.6: Curvas tensão deformação para o aço inoxidável AISI 304, com reduções de 5,92%, 10,93% e 16,90% e comparação destas curvas com a curva tensão deformação do material recozido.

Considerando que o material laminado a frio se comportaria na tração ulterior como se estivesse pré-tracionado de uma deformação capaz de descrever sua heterogeneidade de deformação, as curvas tensão deformação do aço AISI 304 laminado e tracionado foram superpostas, deslocando-se as curvas do GRA. 5.5, em função deformação média calculada (TAB. 5.2). No GRA. 5.7 é apresentada a curva do aço recozido juntamente com as curvas tensão deformação o aço AISI 304 laminado. Comparando-se os gráficos das curvas tensão deformação, observa-se que o encruamento característico dos aços AISI 304 afetou o comportamento das curvas quando comparados com a curva do material recozido. Apesar do limite de escoamento para todas as reduções apresentar valores maiores que na condição recozida, o mesmo não foi observado para as tensões de escoamento para a redução de 16,90%, que apresentou uma tendência de similaridade em relação à redução de 10,93%, com ambos apresentando taxas de encruamento distintas. Tanto o aumento do limite de escoamento acima da curva do material recozido e a estabilidade das tensões de escoamento para a redução de 16,9% estariam relacionados, a princípio, com a alta taxa de encruamento dos aços inoxidáveis austeníticos (MILAD *et. al.*, 2008), o que levaria à adoção de um perfil de transição dúctil/frágil do material. A comparação dos gráficos para as reduções obtidas com o gráfico do material recozido mostraram a ocorrência de comportamento mecânico do tipo 2, ou seja, curvas com tensões iniciais superiores e taxa de encruamento apresentando uma tendência de redução em relação àquela encontrada para o material recozido.

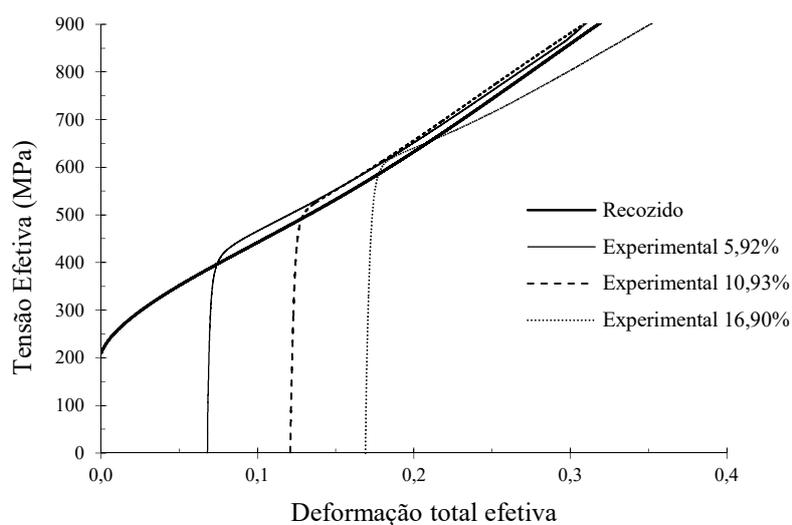


GRÁFICO 5.7: Curvas tensão deformação dos corpos de prova pré-laminados, tracionados e deslocados segundo a deformação média e a curva tensão deformação do material recozido, obtido experimentalmente.

Vieira e Fernandes (1997) relatam um comportamento semelhante da curva tensão deformação de chapas de cobre laminadas à medida que são impostas maiores reduções, o que poderia denotar a formação de sistemas de deslizamento que não ocorrem para reduções menores. Além disso, foi verificada uma tendência de redução da taxa de encruamento à medida que as reduções aumentam, semelhante ao encontrado nos ensaios experimentais deste trabalho.

5.2 Simulações numéricas por elementos finitos

5.2.1 Distribuição da deformação efetiva ao longo da espessura

Na FIG. 5.2 é apresentada, segundo uma escala de cores, a distribuição da deformação efetiva provocada pela laminação ao longo da espessura do corpo de prova, obtidas por meio de simulações numéricas. O perfil de deformação para aço AISI 304 foi obtido, considerando-se as mesmas reduções encontradas nos ensaios experimentais, ou seja, 5,92%, 10,93% e 16,90%. Essa distribuição é apresentada considerando-se apenas o regime permanente de deformação.

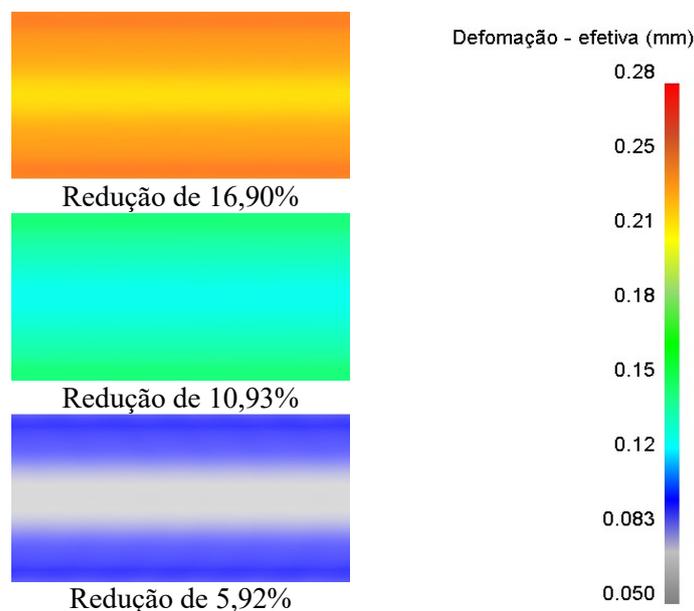


FIGURA 5.2: Distribuição da deformação efetiva do corpo de prova ao longo da espessura, após a laminação do aço AISI 304, para as reduções de 5,92%, 10,93% e 16,90%.

A partir da FIG. 5.2 é possível observar que a deformação no centro do material laminado é menor que as demais deformações para todas as reduções e que, quanto maior a redução na laminação maior tende a ser a deformação no material.

No GRA. 5.8 são apresentadas as simulações dos perfis de deformação obtidos após a laminação do aço AISI 304 ao longo da espessura de laminação. Observa-se que a laminação introduz uma heterogeneidade de formação ao longo transversal do material processado para todas as deformações. Essa heterogeneidade é observada para as três condições de laminação investigadas no presente trabalho e, a princípio, se mantém relativamente constante com o aumento da redução imposta pela laminação.

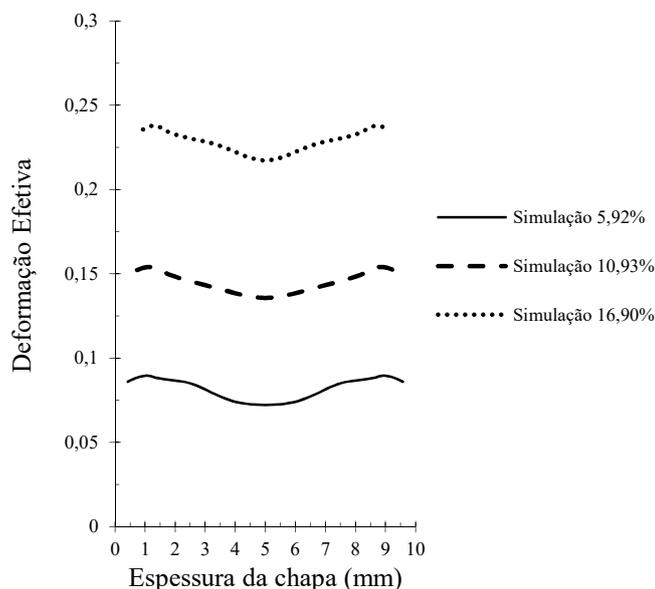


GRÁFICO 5.8: Distribuição da simulação da deformação efetiva das chapas laminadas com reduções de 5,92%, 10,93%, 16,9%, ao longo da espessura.

Com o intuito de se comparar os valores encontrados para os perfis de deformações encontrados nos ensaios experimentais e nas simulações, foi elaborado o GRA. 5.9, com os valores encontrados para ambos os casos.

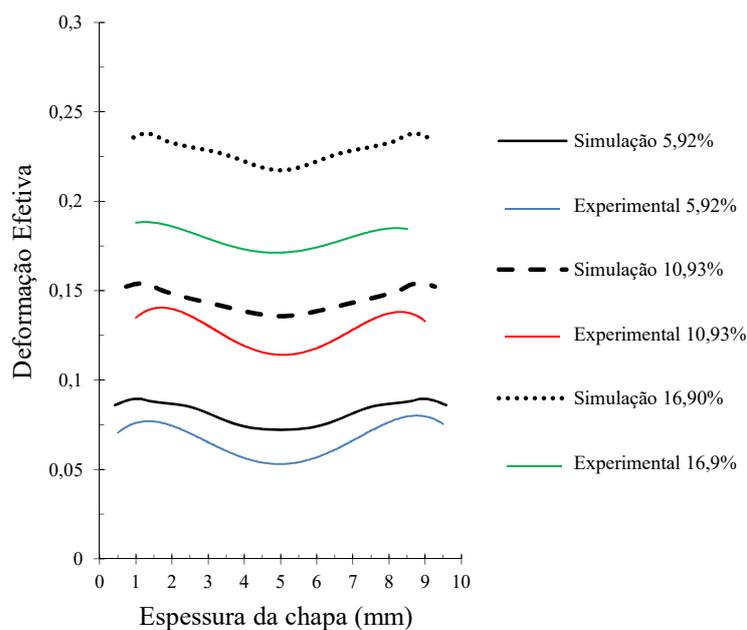


GRÁFICO 5.9: Comparação entre os perfis de deformação obtidos por simulação numérica e por ensaios experimentais de chapas laminadas com reduções de 5,92%, 10,93%, 16,9%, ao longo da espessura.

Observa-se que não ocorreu uma correspondência entre os perfis de deformação, especialmente para o maior nível de redução. Estas diferenças nos resultados podem ser explicadas em razão da complexidade e sensibilidade de utilização da técnica dos perfis de microdureza, uma vez que se trata de uma técnica indireta para a obtenção da deformação no material laminado. Ao utilizar os ensaios de tração para determinar a relação dureza-deformação pode ser questionada, já que parte do pressuposto de que a microdureza encontrada seria uma função apenas da deformação efetiva, independente da forma pela qual esta é produzida, podendo ser considerado como uma “variável de estado”. Este comportamento pôde ser corroborado por meio de ensaios realizados com amostras extrudadas de aço baixo carbono, conforme ilustrado no GRA. 5.10(a) (ROBINSON *et. al.* 1973).

Esta hipótese apresenta contraposição em experimentos realizados em corpos de prova de alumínio e cobre laminados com amplitudes de deformação distintas. Estes ensaios mostraram que os resultados de microdureza estariam relacionados à forma pela qual o metal é processado (ZEHETBAUER e TRATTNER, 1987) e aos caminhos de deformação adotados durante o processamento mecânico dos materiais (GRA. 5.10(b)).

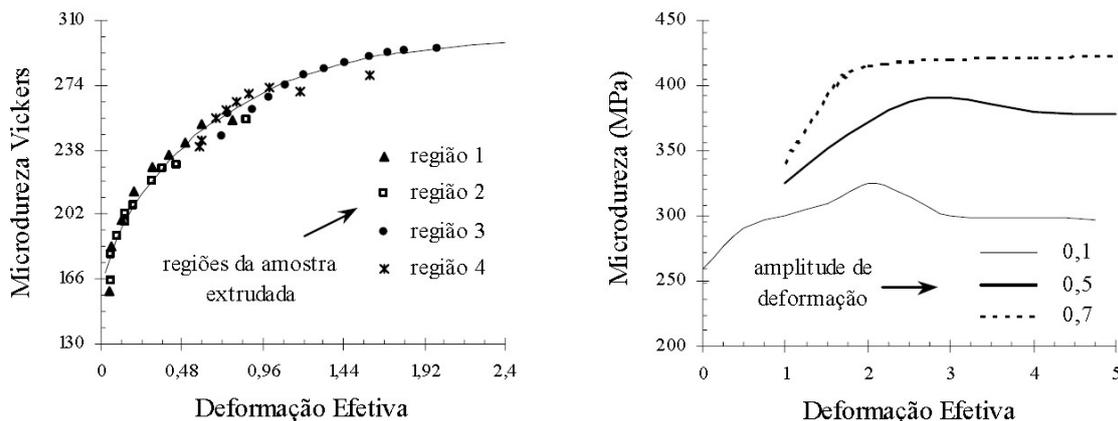


GRÁFICO 5.10: Curvas microdureza - deformação efetiva: (a) aço baixo carbono extrudado e (b) alumínio laminados.

FONTES: (ROBINSON *et. al.* 1973 e ZEHETBAUER e TRATTNER, 1987).

Outra análise para este fato pode ser encontrado nos trabalhos de Giosa (1985) e Corrêa (2004), que relatam a grande variação nas medições de microdureza, não somente pelos erros associados ao processo, mas também pela transformação martensítica induzida pela deformação na laminação. À medida que a deformação aumenta, a quantidade de martensita tipo α' induzida por deformação tende a serem nucleadas nas intercessões das bandas de cisalhamento do metal laminado (BARADAI *et. al.*, 2008, HUANG *et. al.*, 2012), aumentando a dureza em regiões específicas das amostras medidas, o que contribuiria para a variação nas medidas de microdureza. Esta configuração se manifestaria como redução da deformação, que tenderia a distancia os resultados experimentais dos determinados pelas simulações.

Apesar da técnica de elementos finitos utilizar como parâmetro de entrada do material a curva tensão deformação real, essa curva, assim como ocorre com o método dos perfis de microdureza, é obtida no ensaio de tração uniaxial e que as características da deformação na laminação são distintas. Dessa forma, essa diferença na deformação, ou seja, a questão do caminho de deformação pode levar a alterações tanto no encruamento do material como na ocorrência e na magnitude da transformação martensítica que a análise por elementos finitos não conseguiria simular. Com base nos dados dos perfis de deformação simulados, foram calculados a deformação média e o coeficiente de deformação redundante para cada redução. Tais parâmetros são expostos na TAB. 5.4, juntamente com os parâmetros obtidos nos ensaios experimentais.

TABELA 5.4: Deformação média (ϵ_m), coeficiente de deformação redundante (ϕ) e o fator de heterogeneidade (FH) para cada redução, obtidos por simulação e experimentalmente.

Redução na laminação (%)	Parâmetros Aço AISI 304 (Simulação)			Parâmetros Aço AISI 304 (Experimental)		
	ϵ_m	ϕ	Δ	ϵ_m	ϕ	Δ
5,92	0,081	1,15	1,25	0,068	0,958	1,25
10,93	0,144	1,08	0,89	0,122	0,910	0,89
16,9	0,227	1,07	0,70	0,169	0,791	0,70

Com relação aos parâmetros medidos, o coeficiente de deformação redundante e a deformação média, calculados para cada redução, não apresentaram correspondências nas medições, com variações características de resultados simulados e experimentais. Entretanto, de modo geral, os valores encontrados baseados nas simulações são maiores que os encontrados nos ensaios experimentais. Com os dados do coeficiente de deformação redundante e os parâmetros de laminação para o cálculo parâmetro Δ , foi plotado o GRA. 5.11, juntamente com o GRÁFICO 5.5, calculado em função dos parâmetros experimentais.

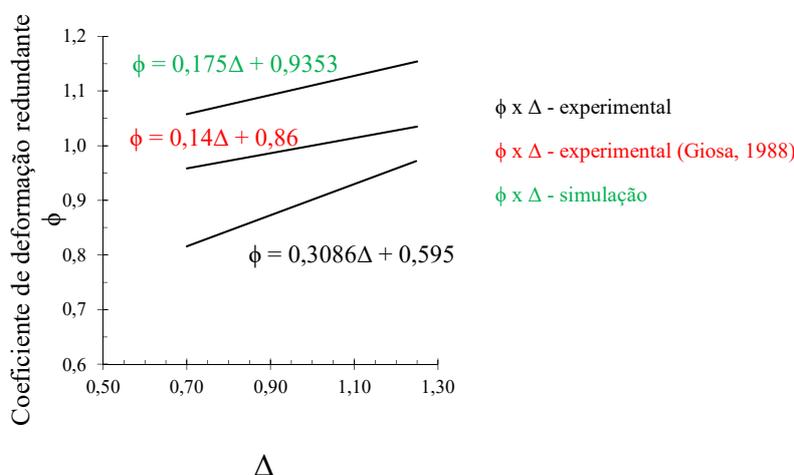


GRÁFICO 5.11: Comportamento do coeficiente de deformação redundante ϕ em função do parâmetro Δ , obtidos na simulação numérica e em ensaios experimentais.

Conforme ilustrado no gráfico acima, não foi obtida uma correspondência nos valores das equações que relacionam o coeficiente de deformação redundante em função do parâmetro Δ com relação aos ensaios experimentais e simulações numéricas. Foi observada uma tendência linear crescente nas equações, semelhantes aos encontrados por Caddel e Atkins (1968) e Kazeminezhad (2008) para trefilação e Giosa (1988) para

laminação. Os valores distintos encontrados nos ensaios experimentais podem estar relacionados às características de encruamento e dos parâmetros utilizados em cada processo realizado, como a taxa de deformação e a velocidade de deformação, além da influência de aspectos microestruturais, tais como o tamanho de grão das amostras e a textura cristalográfica, principalmente no que diz respeito ao aço AISI 304, aonde é constatado que a transformação martensítica decorrente da deformação plástica afeta o comportamento mecânico do material, principalmente no que se refere à quantidade de interseções de bandas de cisalhamento, geradas por sítios de nucleação da estrutura martensítica (HECKER *et. al.*, 1982).

5.2.2 Ensaio de tração das amostras laminadas a frio

No GRA. 5.12 são mostradas as curvas tensão deformação dos aços inoxidáveis AISI 304 para cada redução imposta, obtidas por simulação numérica. Os resultados mostraram variações em relação aos ensaios experimentais, inclusive nos valores correspondentes a tendência do aumento proporcional do limite de escoamento e das tensões de escoamento ao aumento da redução na laminação do aço inoxidável AISI 304. Além disso, a taxa de encruamento para cada redução apresentou uma tendência de similaridade. Essa divergência em relação aos ensaios experimentais pode ser explicada a partir das considerações realizadas no item acima.

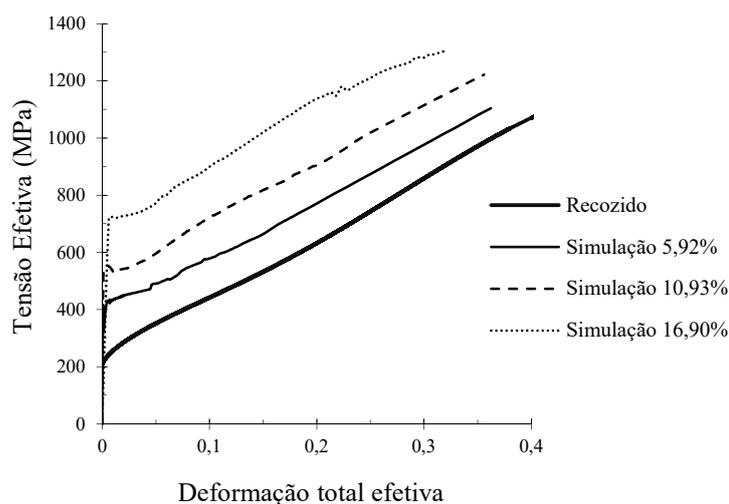


GRÁFICO 5.12: Curvas tensão deformação, obtidas por simulação numérica, para o aço inoxidável AISI 304, com reduções de 5,92%, 10,93% e 16,90% e comparação destas curvas com a curva tensão deformação do material recozido.

No GRA. 5.13 apresentam-se, para o aço AISI 304, as curvas de tensão deformação obtidas por obtidas por simulação numérica, com reduções de 5,92%, 10,93% e 16,90% e comparação destas curvas com a curva tensão deformação do material recozido e dos ensaios experimentais, para as mesmas reduções. Foi constatado uma tendência de similaridade nos valores encontrados para o limite de escoamento para as reduções de 5,92%, e 10,93%, com pequenas variações nas tensões de escoamento para as referidas reduções. No entanto, não foram encontradas similaridades nos parâmetros da curva tensão deformação para a redução de 16,90%. Além dos aspectos microestruturais já citados anteriormente, um ponto a ser ressaltado diz respeito a maneira como as simulações numéricas são realizadas.

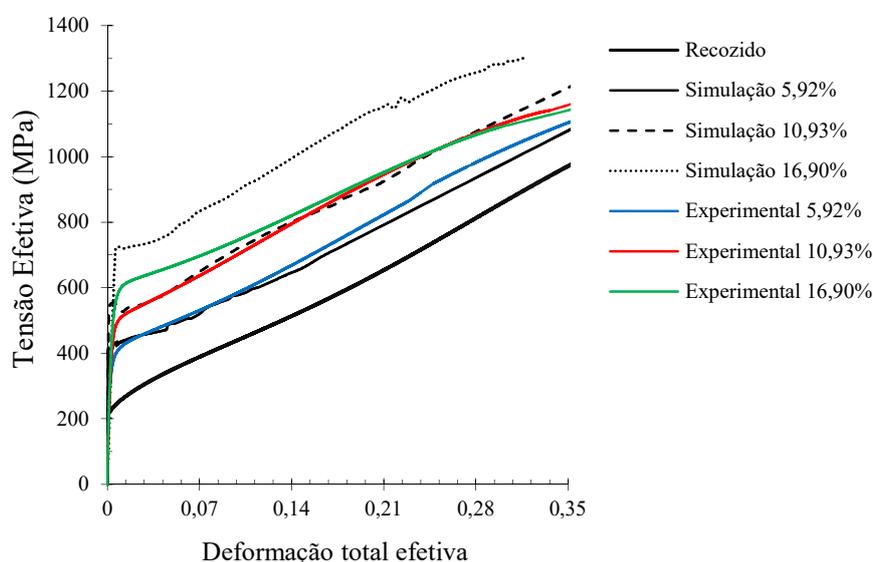


GRÁFICO 5.13: Curvas tensão deformação, obtidas por simulação numérica, para o aço inoxidável AISI 304, com reduções de 5,92%, 10,93% e 16,90% e comparação destas curvas com a curva tensão deformação do material recozido e dos ensaios experimentais, com as mesmas reduções.

Apesar dos programas de simulação numérica trabalharem com a curva característica do metal, o mesmo não consegue prever a adoção de caminhos de deformação diferenciados adotados pelo material, principalmente à medida que se aumenta da deformação imposta (CORRÊA, 2004), o que tenderia a distanciar os resultados encontrados nas simulações numéricas dos resultados experimentais.

No GRA. 5.14 apresentam-se, para o aço AISI 304, as curvas de tração obtidas na simulação numérica deslocadas da deformação média em relação à origem e a curva do material recozido e tracionado. Os dados indicam que o laminado comporta-se na tração ulterior como se estivesse pré-tracionado da deformação média, para todas as reduções estudadas. Isto indicaria a validade da hipótese segundo a qual se considera que o material conformado mecanicamente comporta-se na tração ulterior como se estivesse pré-tracionado da deformação média. Apesar de ter havido equivalência nos resultados encontrados para todas as reduções estas divergências são previstas quando se correlacionam ensaios experimentais e simulações por elementos finitos.

Gifford *et al.* (1982) realizaram estudos experimentais e simulações por elementos finitos para o cálculo da distribuição da microdureza em corpos de prova trefilados de aço AISI 304. Os resultados encontrados com relação aos perfis de microdureza mostrou variações atribuídas às variáveis de processo, tanto para um método quanto ao outro. Dessa forma, variações detectadas na deformação média e no coeficiente de deformação redundantes parecem estar atreladas aos aspectos característicos de cada processo, principalmente em relação aos ensaios experimentais, que se mostraram dependentes do comportamento estrutural do aço AISI 304, como o encruamento e o efeito da transformação martensítica induzida por deformação.

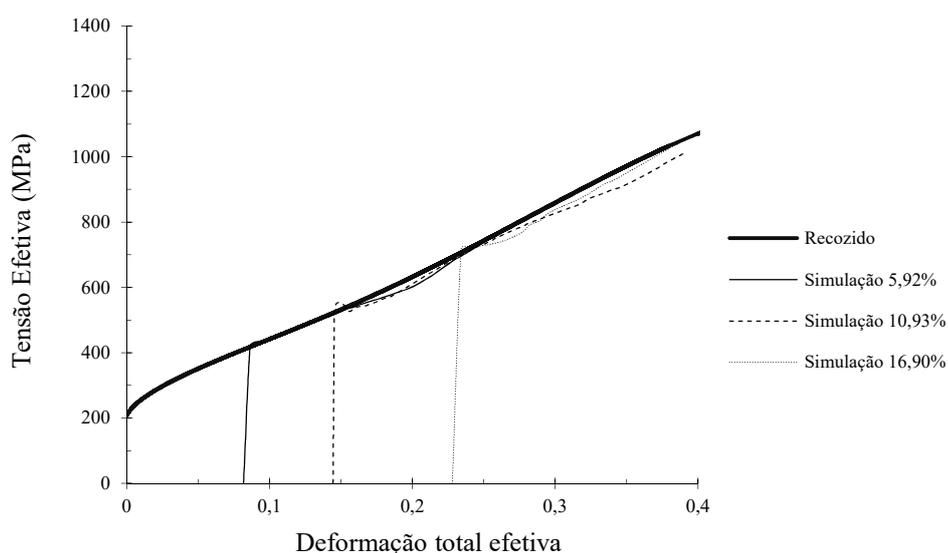


GRÁFICO 5.14: Curvas tensão deformação simuladas dos corpos de prova pré-laminados e deslocados segundo a deformação média e a curva tensão deformação do material recozido.

6 CONCLUSÕES

O aço AISI 304 laminado nas condições descritas neste trabalho apresentou heterogeneidade de deformação e essa heterogeneidade foi menor quanto maior foi a deformação imposta ao material.

A simulação por elementos finitos apresentou as mesmas tendências dos ensaios experimentais.

De acordo os dados experimentais o comportamento do material laminado na tração ulterior é afetado pela forma como ele é deformado.

De acordo com a simulação o material laminado comporta-se na tração ulterior com se estivesse pré-deformado de uma deformação média.

ABSTRACT

The necessity of obtaining products with better mechanical properties has led to tests on how deformation variations of shaped materials. In this context, this work analyzes the behavior of deformation heterogeneity in the rolling of AISI 304 steel, through experimental and numerical simulations using the finite element method. In the experimental tests, the microhardness profile method was used to evaluate the thickness distribution of laminated plates with reductions of 5, 92%, 10, 93% and 16,90%, while in simulations of deformation profiles were obtained by simulation of the lamination with referred reductions. Based on these results, the parameters related to the study of deformation heterogeneity, as average strain (ϵ_m), heterogeneity factor (F.H.) and redundant strain coefficient (ϕ) were calculated. Subsequently, effective true stress – effective true strain curves of the pre-rolled samples were obtained and compared with effective true stress – effective true strain curve of annealed samples. It may be noted that the deformation at the center of the rolled material is less than the deformations at the edge of the sheet and pre-rolled AISI 304 work hardening has increased through the examination of the flow curves.

Keywords: Cold rolling, Heterogeneity of deformation, Hardening, Finite element methods.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 AGUILAR, M.T.P. **Comportamento à tração de barras metálicas submetidas à trefilação prévia em um único passe** - Tese de Doutorado. Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais - UFMG, 244 p., 1995.
- 2 AHMED, I.I.; GRANT, B.; SHERRY, A.H.; FONSECA, J. Deformation path effects on the internal stress development in cold worked austenitic steel deformed in tension. **Materials Science & Engineering**. A614, p. 326–337, 2014.
- 3 ALVES FILHO, A. **Elementos finitos: A base da tecnologia CAE / Análise não linear**. São Paulo: Érica, 320 p., 2012.
- 4 ARMSTRONG, P.E.; HOCKETT, J.E; SHERBY, O.D. Large strain multidirectional deformation of 1100 aluminium at 300 K. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 30, p. 37-58. 1982.
- 5 ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook**, Volume 4A: Steel heat treating fundamentals and processes, American Society for Metals - ASM international, 2013.
- 6 ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook** Volume 8: mechanical testing and evaluation - ASM international, 2000.
- 7 AVERBACH, B. L. **Plastic deformation in the rolling process**, Trans. AIME, p. 150, 1958.
- 8 AZEVEDO, A.F.M. **Método dos elementos finitos**. Porto – Portugal, 1ª Edição, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, 258 p., 2003.
- 9 BACKOFEN, W. A. **Deformation Processing**. 1ª ed. Massachusetts: Addison Wesley Reading, 326 p., 1972.

- 10 BALDWIN, W. M., **Residual Stresses in Metals**, Proc. ASTM, 49, 539 p., 1949.
- 11 BALDWIN, W. M. The distribution of strain in the rolling process. **J. Appl. Mech**, p. 10 - 13, 1943.
- 12 BELYTSCHKO, T.; SONG, J.H.; WANG, H.W. A comparative study on finite element methods for dynamic fracture. **Computational Mechanics**, 42, p. 239-250, 2008.
- 13 BICKFORD, W. B. A. **First Course in the Finite Element Method**. 2^a. ed., 652 p., Illinois: Irwin, 1994.
- 14 CADDEL, R.H.; ATKINS, A.G. The incorporation of work hardening and redundant work in rod-drawing analyses. **Int. Journal of Mech. Sc.**, v. 10, p. 15-28, 1968.
- 15 CADDEL, R.M., ATKINS, A.G. The influence of redundant work when drawing rods through conical dies. **Transactions of ASME B - Journal of Engineering for Industry**, p. 411-419, May 1968.
- 16 CETLIN, P. R.; AGUILAR, M. T. P. The effect of the strain path on the work hardening of austenitic and ferritic stainless steels in axisymmetric drawing. **Metallurgical and materials transactions a-physical metallurgy and materials science**, 34, p. 589-601, 2003.
- 17 CETLIN, P.R. Redundant deformation factor evaluation through the hardness profile method in round section bar drawing. **Transactions of the ASME - Journal of Engineering Materials and Technology**, v. 106, p. 147-151, 1984.
- 18 CHUNG, K.; WAGONER, R.H. Effect of stress-strain-law transients on formability. **Metallurgical Transactions**, v. 17A, p. 1001-1009, 1986.

- 19 CORRÊA, E. C. S., **Aspectos do Encruamento de Metais** - Tese de Doutorado, Universidade Federal de Minas Gerais - UFMG, 233 p., 2004.
- 20 CORRÊA, E. C. S.; AGUILAR, M. T. P.; CETLIN, P. R. Analysis of the redundant deformation factor in the axisymmetric drawing of AISI 304 stainless steel bars through experimental techniques. **Materials Science Forum**. v. 638-642, p. 3170-3175, 2010.
- 21 DIETER, G.E. **Metalurgia Mecânica**. 2^a Edição. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Dois, 233 p., 1981.
- 22 ENGLER, O.; HUH, M. Y.; TOME, C. N. A study of through - thickness texture gradients in rolled sheets. **Metallurgical and Materials Transactions**. V. 31A, p. 2000 - 2315, 2012.
- 23 FERNANDES, J.V., VIEIRA, M.F. Strain distribution in copper tensile specimens prestrained in rolling. **Metallurgical and Materials Transactions**, v. 28A, p. 1169-1778, 1997.
- 24 GARCIA, A.; SPIM, J.A.; SANTOS, C.A. **Ensaio dos Materiais**, 2^a edição, Editora: LTC, p. 140-148, 2012.
- 25 GHOSH, A. K.; BACKOFEN, W. A. Strain hardening and instability in biaxially stretched sheets. **Metallurgical Transactions**, v. 4, p. 1113-1123. 1973.
- 26 GHOSH, S. K.; MALLICK, P.; CHATTOPADHYAY, P. P. Effect of cold deformation on phase evolution and mechanical properties in an austenitic stainless steel for structural and safety applications, **Journal Of Iron And Steel Research, International**. 19(4): p. 63-68, 2012.
- 27 GIAROLA, A.M.; PEREIRA, P.H.R.; PERTENCE, A.E.M.; CAMPOS, H.B.; AGUILAR, M.T.P; CETLIN, P.R. Strain heterogeneities in the rolling direction of steel sheets submitted to the skin pass: A finite element analysis. **Journal of Materials Processing Technology**, 216, p. 234–247, 2015.

- 28 GILAPA, L.C.M.; OLIVEIRA, C.A.S.; SILVA, M.R. Effect of copper on the formation of strain-induced martensite in two austenitic stainless steels AISI 304. **Materials Science & Engineering. A** 622, p. 212–218, 2015.
- 29 GIOSA, J. A.; CETLIN, P. R. Strain heterogeneity in cold rolled 304 stainless steel. **Transactions ISIJ**, vol. 28, 196 p., 1988.
- 30 GINZBURG, V.B. **Metallurgical Design of Flat Rolled Steels**, New York, Marcel Dekker, 726 p., 2005.
- 31 HECKER, S.S., STOUT, M.G., STAUDHAMMER, K.P., SMITH, J.L. Effects of strain state and strain rate on deformation-induced transformation in 304 stainless steel: magnetic measurements and mechanical behavior. **Metallurgical Transactions. v. 13A**, 1982.
- 32 HEDAYATI, A.; NAJAFIZADEH, A.; KERMANPUR, A.; FOROUZAN, F. The effect of cold rolling regime on microstructure and mechanical properties of AISI 304L stainless steel. **Journal of Materials Processing Technology**. 210, p. 1017–1022, 2010.
- 33 HELMAN, H., CETLIN, P.R. **Fundamentos de Conformação Mecânica dos Metais**. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 193 p., 1983.
- 34 HELMAN, H., **Fundamentos da laminação – Produtos planos**. Associação Brasileira de Metais. São Paulo. 200 p., 1988.
- 35 HILL, R.; TUPPER, S.J. A New Theory of the Plastic Deformation in Wire Drawing. **Journal of the Iron and Steel Institute**, v. 158, p. 353 - 359. 1948.
- 36 HOFFMAN, J.D. **Numerical Methods for Engineers and Scientists**. New York: McGraw-Hill, 825 p., 2014.

- 37 HUANG, J. X; YE, X. N; XU, Z. Effect of Cold rolling on microstructure and mechanical properties of aisi 301ln metastable austenitic stainless steels. **Journal Of Iron And Steel Research, International**. 19(10), p. 59-63, 2012.
- 38 HUNDY, B. B.; SINGER, A. R. E. Inhomogeneous deformation in rolling and wire drawing. **Journal of the Institute of Metals**. v. 83, p. 401- 402, 1955.
- 39 KAZEMINEZHAD, M. A study on the computation of the redundant deformation factor in wire drawing of austenitic 304 stainless steel. **Journal of Engineering Materials and Technology**, v.99, p. 230-233, 2008.
- 40 KHATAK, H.S.; RAJ B.; Corrosion of austenitic stainless steels: Mechanism, mitigation and monitoring. Materials Park, **ASM International**, p. 19-26. 2002.
- 41 KORBEL, A.; EMBURY, J.D.; HATHERLY, M.; MARTIN, P.L.; ERBSLOH, H.W. Microstructural aspects of strain localization in Al-Mg alloys. **Acta Metallurgica**, v. 34, n. 10, p. 1999-2009, 1986.
- 42 KORBEL, A.; MARTIN, P. microscopic versus macroscopic aspect of shear bands deformation. **Acta Metallurgica**, v. 34, n. 10, p. 1905-1909, 1986.
- 43 KORBEL, A.; MARTIN, P. Microstructural events of macroscopic strain localization in prestrained tensile specimen. **Acta Metallurgica**, v. 36, n. 9, p. 2575-2586, 1988.
- 44 LAHA, K.; KYONO, J.; SHINYA, N. An advanced creep cavitation Cu containing 18Cr-12Ni-Nb austenitic stainless steel. **Scripta Materialis**. 56 p., 2007.
- 45 LIU, G.R. **Meshfree Methods: moving beyond the Finite Elements Method**. 2^a ed., CRC Press, 792 p., 2010.
- 46 MACGREGOR, C. W.; COFFIN, L.F. **The Distribution of Strains in the Rolling Process**. J. Appl. Mech., p. 10 – 13. 1943.

- 47 MACDONALD, B. J. **Practical Stress Analysis with Finite Elements** (2nd Edition), 402 p., 2013.
- 48 MILAD, M.; ZREIBA, N.; ELHALOUANI, F.; BARADAI C. The effect of cold work on structure and properties of AISI 304 stainless steel. **Journal of materials processing technology**, 203, p. 80–85, 2008.
- 49 NASERI, M.; REIHANIAN, M.; BORHANI, E. Effect of strain path on microstructure, deformation texture and mechanical properties of nano/ultrafine grained AA1050 processed by accumulative roll bonding (ARB) and cross accumulative roll bonding (CARB). **Materials Science & Engineering**. A673, p. 288–298, 2016.
- 50 OLSON, G.B; COHEN, M.; A mechanism for the strain-induced nucleation of martensitic transformations. **Journal of Less Common Metal**. p. 107- 118, 1972.
- 51 PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C. **Aços inoxidáveis austeníticos – Microestrutura e Propriedades**. 3^a ed. São Paulo: Editora Hemus, 170 p., 2004.
- 52 PADILHA, A.F.; RIOS, P.R. Decomposition of austenite in austenitic stainless steels. **ISIJ International**. v. 42, n. 4, p. 325-337, 2004.
- 53 PAVLOU, D. G. **Essentials of the Finite Element Method: For Mechanical and Structural Engineers**, 1^a ed, Academic Press, 500 p., 2015
- 54 PENG, F.; DONG, X. H.; LIU, K.; XIE, H. Y. Effects of strain rate and plastic work on martensitic transformation kinetics of austenitic stainless steel 304. **International Journal of Iron and Steel Research**. 22(10): p. 931-936, 2015.
- 55 POLAKOWSKI, N. H. Softening of metals during cold-working. **Journal of the Iron and Steel Institute**, v. 169, n. 4, p. 337-346, 1951.
- 56 POLAKOWSKI, N.H., PALCHOUDHURI, A. Softening of certain cold-worked metals under the action of fatigue loads. **Proc. ASTM**, v. 54, p. 701-716, 1954.

- 57 RIZZO, E.M.S. **Processos de laminação dos aços: uma introdução**. ABM, 2010.
- 58 ROBERTS, W. L. **Cold rolling of steel**. New York: Marcel Dekker, 808 p., 1978.
- 59 ROBINSON, J.N., SHABAIK, A.H. The Determination of the Relationship Between Strain and Microhardness by Means of Visioplasticity. **Metallurgical Transactions**, v. 4, p. 2091-2095, 1973.
- 60 SPENCER, K.; EMBURY, J. D.; CONLON, K. T.; VÉRON, M.; BRÉCHET, Y. Strengthening via the formation of strain-induced martensite in stainless steels. **Materials Science and Engineering**, A387-389, p. 873-881, 2004.
- 61 SILLEKENS, W. H.; DAUTZENBERG, J. H.; KALS, J.A.G. Strain path dependence of flow curves. **Annals of the CIRP**, v. 40, p. 255-258. 1991.
- 62 TALONEN, J.; Hamada, A.S.; Karjalainen, L.P.; Misra R.D.; Contribution of deformation mechanisms to strength and ductility in two Cr–Mn grade austenitic stainless steels. **Materials Science & Engineering**. A 559, p. 336–344, 2013.
- 63 THOMSEN, E.G. Some observations on the effect of strain paths on the strength of oxygen-free copper. **Transactions of the ASME - Journal of Engineering for Industry**, v. 105, nº 4, p. 288-293, 1983.
- 64 THOMSEN, E.G. Stress-strain properties of tough-pitch copper after multi-pass drawing and extruding. **Transactions of the ASME - Journal of Engineering Materials and Technology**, v. 105, p. 178-181, 1983.
- 65 TSELIKOV, A. **Stress and Strain in Metal Rolling**, MIR Publishers, Moscow, cap. 2, 476 p., 2003.
- 66 VIEIRA, M.F., FERNANDES, J.V. Complex strain paths in polycrystalline copper: microstructural aspects. **Materials Research**. v. 2, n. 3, p. 185-189, 1999.

- 67 VIEIRA, M.F., FERNANDES, J.V. complex strain paths in polycrystalline copper: microstructural aspects. **Materials Research**. v. 2, n. 3, p. 185-189, 1999.
- 68 WAGONER, R.H., LAUKONIS, J.V. Plastic behavior of aluminum-killed steel following plane-strain deformation. **Metallurgical Transactions**, v. 14A, p. 1487-1495, 1983.
- 69 WISTREICH, J.G. Investigation of the mechanics of wire drawing. **Proc. Institute of Mechanical Engineering**, v. 169, p. 654-665, 1955.
- 70 YI, N.; HAMA, T.; KOBUKI, A.; FUJIMOTO, H.; TAKUDA, H. Anisotropic deformation behavior under various strain paths in commercially pure titanium Grade 1 and Grade 2 sheets. **Materials Science & Engineering**. A655, p. 70–85, 2016.
- 71 YOSHIDA, F.; KANEDA, Y.; YAMAMOTO, S. A plasticity model describing yield point phenomena of steels and its application to the FE simulation of temper rolling. **Int. J. Plast.** 24, p. 1792–1818, 2008.
- 72 ZEHETBAUER, M.; TRATTNER, D. Effects of stress-aided static recovery in iteratively cold-worked aluminum and copper. **Materials Science and Engineering**, v. 89, p. 93-101, 1987.