



Dissertação de Mestrado

Rafael Alves Frederico de Alencar

**Estudo do efeito de mudanças sucessivas na trajetória de
deformação no comportamento mecânico dos aços
inoxidáveis ferríticos AISI 430 e AISI 441**

Belo Horizonte / MG

2016



Rafael Alves Frederico de Alencar

**Estudo do efeito de mudanças sucessivas na trajetória de
deformação no comportamento mecânico dos aços
inoxidáveis ferríticos AISI 430 e AISI 441**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Área de concentração: Ciência e Desenvolvimento de Materiais

Linha de Pesquisa: Seleção, Processamento e Caracterização

Orientador: Prof. Dr. Wellington Lopes

Co-orientadora: Prof. Dra. Elaine Carballo

Belo Horizonte / MG

2016

A368e Alencar, Rafael Alves Frederico de.
Estudo do efeito de mudanças sucessivas na trajetória de deformação no comportamento mecânico dos aços inoxidáveis ferríticos AISI 430 e AISI 441/ Rafael Alves Frederico de Alencar. - 2016

126 f. : il.; tabs. ; grafs ; fotos. –

Orientador: Wellington Lopes

Co-orientadora: Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2016.

Bibliografia.

1. Comportamento mecânico. 2. Cisalhamento (Ensaio). 3. Aço inoxidável ferrítico. 4. Deformação plástica. I. Alencar, Rafael Alves Frederico de. II. Título

CDD: 531.38



CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO
“ESTUDO DO EFEITO DE MUDANÇAS SUCESSIVAS NA
TRAJETÓRIA DE DEFORMAÇÃO NO
COMPORTAMENTO MECÂNICO DOS AÇOS
INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS AISI 430 E AISI 441”

Autor: Rafael Alves Frederico de Alencar

Orientador: Prof. Dr. Wellington Lopes

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:

Prof. Dr. Wellington Lopes (ORIENTADOR)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof.ª Dr.ª Elaine Carballo Siqueira Corrêa (CO-ORIENTADORA)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Frederico de Castro Magalhães
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof.ª Dr.ª Maria Teresa Paulino Aguilár
Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG

Belo Horizonte, 05 de Abril de 2016.

Dedicatória

Dedico esse trabalho à minha esposa,
minha família e filho.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, por ter renovado minhas forças nos momentos de desânimo e cansaço, e, por ter me possibilitado alcançar um objetivo tão alto em minha vida.

À minha esposa Isabela, pela paciência em momentos de dificuldade que esta jornada nos traz, por suas palavras de incentivo, por ter compreendido minha ausência e por ter se privado da minha ajuda quando era necessário.

Aos meus pais, por me ensinarem o valor e a importância do estudo, pela dedicação incondicional, acredito que aproveitei as oportunidades que Deus me deu graças aos meus pais. Ao meu irmão e meu filho, Felipe e Davi, pela amizade e pelos momentos de distração proporcionados, eles foram imprescindíveis.

Ao meu orientador e co-orientadora, Dr. Wellington Lopes e Dra. Elaine Carballo, pelos comentários importantes, conselhos e por todo acompanhamento. Obrigado por terem partilhado comigo seus conhecimentos.

À CAPES (Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior) pela concessão da bolsa de estudo durante todo o tempo de realização deste mestrado.

Ao Cefet por ter me aceitado como aluno do curso de mestrado.

Ao Leonardo Dutra e ao SENAI pela concessão dos corpos de prova da tração e pela utilização de seus equipamentos para confecção dos corpos de prova.

À *Aperam South América* pela doação das chapas de aço inoxidável AISI 430 e AISI 441.

E a todos aqueles que indiretamente me ajudaram na realização e conclusão deste trabalho.

RESUMO

Os aços inoxidáveis são, basicamente, ligas de ferro-cromo-carbono que devido à sua resistência à corrosão, ao impacto, à abrasão, à durabilidade e às suas propriedades estéticas, constituem um material atrativo para satisfazer diversos tipos de demanda. Porém, antes de possuírem as formas e dimensões finais para a sua utilização, todo material necessita ser processado, uma dessas etapas é a conformação mecânica. Ao submeter um material a esse processo ocorrem diversos fenômenos que alteram suas características mecânicas, os quais geralmente podem ser previstos. Porém em materiais que possuem orientações preferenciais e com trajetória de deformação alterada, torna-se mais difícil prever o respectivo comportamento mecânico após tais operações, podendo assim ocorrer o amaciamento ou o endurecimento, sendo os mesmos influenciados por diversas variáveis como as condições de aquecimento, a composição química do material, o tipo de esforço e a taxa de deformação aplicados ao material. Diante do exposto e considerando a dependência entre as condições de solicitação mecânica e as respostas exibidas pelos diferentes tipos de materiais, este projeto de pesquisa apresenta o estudo das respostas mecânicas em diferentes trajetórias de deformação para os aços inoxidáveis AISI 430 e AISI 441, na forma de chapas em carregamentos monotônicos e combinados. Os resultados indicaram que o comportamento mecânico dos aços inoxidáveis depende das condições de aplicação do esforço, em termos de direção, quantidade e combinação de esforços mecânicos. Foi observado ainda o amaciamento dos materiais pré-deformados em tração e o encruamento dos materiais por meio de uma operação de estampagem quando comparado com o carregamento sob cisalhamento no estado como recebido dos aços AISI 430 e AISI 441.

Palavras chave: Aço inoxidável, propriedades mecânicas, orientações preferenciais.

ABSTRACT

Stainless steel are, basically, iron-chrome-carbon alloys and due to its corrosion resistance, impact, abrasion, its durability and its aesthetic proprieties, constitute an attractive material to satisfy various kinds of demand. However, before having the ultimate shapes and dimension for use, any materials must go through several stages, one of them is mechanical forming. By submitting material to this process occur many phenomena that modify its mechanical characteristics, which usually can be predicted. however in materials that have preferential orientations and altered deformation path, its becomes more difficult to predict their mechanical behavior after these transactions, thus causing softening or hardening and they are influenced by many variables such as heating conditions, chemical composition of the material, type of strain and strain rate at which this is required. Given the above and considering the dependence between mechanical stress conditions and responses exhibited by different types of materials, this research project presents the study of the mechanical responses in different deformation paths for stainless steel AISI 430 and AISI 441, in the form of plates in monotonic and combined loads. The results indicated that the mechanical behavior of stainless steel depend on the stress applying conditions, in terms of the direction, quantity and combination of mechanical forces. it is still observed softening of the pre-deformed material in tension and strain hardening of the materials by a stamping operation when compared to the shear load in the state as received from AISI 430 and AISI 441.

Keywords: Stainless steel, mechanical proprieties, preferred orientations.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1.1	Esquema representativo dos dois tipos de comportamento mecânico mediante alteração na trajetória de deformação. (CORRÊA, 2004).	23
Figura 2.1	Efeito do cromo na resistência à corrosão dos aços inoxidáveis. (CHIAVERINI, 1986) adaptado.....	26
Figura 2.2	Probabilidade de corrosão intergranular em função dos teores de cromo e carbono. (CHIAVERINI, 1986) adaptado.....	26
Figura 2.3	Diagrama de equilíbrio de fases Fe-Cr. É observado a região com maior número de aços ferríticos comerciais. (FERREIRA, J. 2005)....	28
Figura 2.4	Curvas tensão de cisalhamento e deformação de cisalhamento em monocristais de cobre deformados a várias temperaturas. (LOPES, A. 2001)	35
Figura 2.5	Curvas tensão de cisalhamento (τ) e deformação de cisalhamento (γ) em monocristais de ferro- α a várias temperaturas. $\dot{\gamma}$ – Velocidade de deformação de corte. (LOPES, A. 2001).....	37
Figura 2.6	Curva de um ensaio monotônico obtidas aos tração a 0° DL, a 45° DL e a 90° DL para um aço AISI 409. (LOPES, A., 2009)	39
Figura 2.7	Gráficos de tensão verdadeira x deformação plástica e tensão verdadeira x deformação verdadeira, respectivamente. (a) sequência tração / fadiga; (b) sequência fadiga / tração com ângulo " α " \approx 0 para ambas situações. (JIA e FERNANDES, 2003).....	43
Figura 2.8	Fotografia Correlação de imagem digital (DIC) mostrando a distribuição da deformação heterogênea ao longo do eixo da amostra e as curvas de deformação local correspondentes para diferentes regiões após 100 ciclos. (NELLESSON, 2015) modificado.....	44

Figura 2.9	Microestrutura aço inoxidável AISI 409. (a) estado como recebido, (b) após laminação de 0,06, (c) após laminação de tração 0,06 e (d) região da fratura após conclusão da rota laminação6%/tração6%/tração135°. (MATOS et al, 2011).....	46
Figura 2.10	Fotomicrografias do aço inoxidável AISI 409, microscópio óptico, ataque com reativo químico Vilella: (a) laminado 6% / tracionado 6% / recozido 1000°C / 35min, (b) laminado 6% / tracionado 6% / recozido 1000°C / 35min / tracionado 135° e (c) laminado 6% / tracionado 6% / recozido 1000°C / 35min / tracionado 135° na região da fratura do corpo de prova de tração. (MATOS et al, 2011) modificado.....	47
Figura 2.11	Curvas limites de estampagem em trajetórias simples (linhas contínuas) e complexas (linhas tracejadas) em uma amostra de chapa de aço. (LOPES, A. 2001).....	50
Figura 2.12	Dados a serem utilizados para determinação do valor do expoente de velocidade m . (MARINHO, 2011).....	52
Figura 2.13	Fixação do corpo de prova para o ensaio de cisalhamento simples: (a) Representação das forças opostas e tangenciais à zona deformada na garra de cisalhamento. (b) Sentido de aplicação dos esforços em um corpo de prova ensaiado. (LOPES, W. 2009).	53
Figura 2.14	Composição aditiva relativa à posição das garras δ_m , na deformação efetiva δ_u e o movimento de deslizamento abaixo das garras δ_g . (BOUVIER, et al. 2005) adaptado.....	54
Figura 2.15	Termos empregados no dobramento. (DIETER, 1981) adaptado.....	57
Figura 2.16	Estampagem profunda de um copo cilíndrico. (HOSFORD, 2011) Traduzido.....	58
Figura 3.1	Fluxograma experimental para ensaios dos aços AISI 430 e AISI 441. O próprio autor.....	62

Figura 3.2	Durômetro utilizado para realizar as medições de dureza HV (Vickers). O próprio autor.....	65
Figura 3.3	Corpo de prova para o ensaio de tração uniaxial. (a) Fotografia do corpo de prova de tração. (b) Dimensões do corpo de prova.....	66
Figura 3.4	Máquina de tração Instron 5582 utilizada para realização dos ensaios de tração e cisalhamento. O próprio autor.....	67
Figura 3.5	Garra de cisalhamento montada à máquina universal de ensaios. O próprio autor.....	69
Figura 3.6	Corpo de prova esquemático para ensaio de cisalhamento. O próprio autor.....	70
Figura 3.7	Prensa Spiertz. (SPIERTZ, 2015).	78
Figura 3.8	Corpo de prova estampado em uma etapa do processo de fabricação. (a) Geometria da peça estampada e (b) regiões de retirada dos corpos de prova. O próprio autor	79
Figura 3.9	Corpos de prova pré-cortados para a realização dos ensaios de cisalhamento.....	80
Figura 4.1	Curvas de tensão efetiva em função da deformação efetiva dos aços AISI 430 e AISI 441. (a) evidencia gráfico referente ao aço AISI 430 e (b) gráfico do aço AISI 441. O próprio autor.....	86
Figura 4.2	Gráfico de tensão efetiva x deformação efetiva utilizado para realizar análise comparativa entre fatores de conversão do aço AISI 430.....	87
Figura 4.3	Gráfico de tensão efetiva x deformação efetiva utilizado para realizar análise comparativa entre fatores de conversão do aço AISI 441	88

Figura 4.4	Curva de tensão efetiva – deformação efetiva para os carregamentos monotônicos em tração e em cisalhamento em função dos fatores de conversão de von Mises $F' = 1,73$, Taylor $F' = 1,84$ e tresca $F' = 2$ de um aço AISI 409. (LOPES, W. 2009).	89
Figura 4.5	Fotomicrografia do aço AISI 430 após ataque químico com o reativo Vilela. O próprio autor	90
Figura 4.6	Fotomicrografia do um aço AISI 441 após ataque químico com o reativo Vilela. O próprio autor	90
Figura 4.7	Difratogramas dos aços AISI 430 e AISI 441, respectivamente, no estado como recebido. O próprio autor	92
Figura 4.8	Curva de tensão efetiva em função da deformação efetiva do aço AISI 430 pré-deformado em tração uniaxial e submetido a cisalhamento planar. O próprio autor.....	93
Figura 4.9	Curva de tensão efetiva em função da deformação efetiva do aço AISI 441 pré-deformado em tração uniaxial e submetido a cisalhamento planar. O próprio autor.....	94
Figura 4.10	Microbandas (assinaladas por setas) desenvolvidas durante a recarga do aço em trajetórias complexas de laminação-corte. São observados cortes nos grãos representados por traço do plano pertencente aos sistema de carregamento com maior valor de fator de Schmid. As setas duplas indicar a direção e sentido do ensaios de cisalhamento. (LOPES, A., 2001).....	95
Figura 4.11	Curvas de tensão cisalhante em função da deformação cisalhante dos aços AISI 430.....	97
Figura 4.12	Curvas de tensão cisalhante em função da deformação cisalhante dos aços AISI 441.....	98
Figura 4.13	Curva tensão verdadeira em função da deformação verdadeira para uma amostra do aço AISI 430 ensaiada a 0°DL. O próprio autor.....	98

Figura 4.14	Curva tensão verdadeira em função da deformação verdadeira para uma amostra do aço AISI 430 ensaiada a 45°DL. O próprio autor	99
Figura 4.15	Curva tensão verdadeira em função da deformação verdadeira para uma amostra do aço AISI 430 ensaiada a 90° DL. O próprio autor . .	99
Figura 4.16	Curva tensão verdadeira em função da deformação verdadeira para uma amostra do aço AISI 441 ensaiada a 0° DL. O próprio autor.....	100
Figura 4.17	Curva tensão verdadeira em função da deformação verdadeira para uma amostra do aço AISI 441 ensaiada a 45° DL. O próprio autor.....	101
Figura 4.18	Curva tensão verdadeira em função da deformação verdadeira para uma amostra do aço AISI 441 ensaiada a 90° DL. O próprio autor.....	101
Figura 4.19	Curva tensão efetiva em função da deformação efetiva para amostras do aço AISI 430 a 0°, 45° e 90° da direção de laminação com variação da taxa de deformação. O próprio autor.....	103
Figura 4.20	Curva tensão efetiva em função da deformação efetiva para amostras do aço AISI 441 a 0°, 45° e 90° da direção de laminação com variação da taxa de deformação. O próprio autor.....	103
Figura 4.21	Apresenta o aspecto das regiões de retirada das amostras na peça estampada por estiramento. O próprio autor.....	106
Figura 4.22	Curvas comparativas entre o aço AISI 430 no estado como recebido e aço AISI 430 após estampagem do material. (a) Região 1;(b) Região 2, . O próprio autor.....	107
Figura 4.23	Curvas comparativas entre o aço AISI 430 no estado como recebido e aço AISI 430 após estampagem do material. (c) região 3 e (d) região 4. O próprio autor.....	108

Figura 4.24	Curvas comparativas entre o aço AISI 430 no estado como recebido e aço AISI 430 após estampagem do material. (e) Região 5, (f) região 6 e (g) região 7. O próprio autor.....	109
Figura 4.25	Curvas comparativas entre o aço AISI 430 no estado como recebido e aço AISI 430 após estampagem do material. (h) Região 8, (i) região 9 e (j) região 10. O próprio autor	110
Figura 4.26	Curva comparativa entre o aço AISI 441 no estado como recebido e aço AISI 441 após estampagem do material na região “1”. O próprio autor.....	111
Figura 4.27	Curva comparativa entre o aço AISI 441 no estado como recebido e aço AISI 441 após estampagem do material. (b) Região 2, (c) região 3 e (d) região 4. O próprio autor.....	112
Figura 4.28	Curva comparativa entre o aço AISI 441 no estado como recebido e aço AISI 441 após estampagem do material. (e) Região 5, (f) região 6 e (g) região 7. O próprio autor.....	113
Figura 4.29	Curva comparativa entre o aço AISI 441 no estado como recebido e aço AISI 441 após estampagem do material. (h) Região 8, (i) região 9 (j) região 10. O próprio autor.....	114
Figura 4.30	Curva tensão efetiva em função da deformação efetiva para uma amostras dos aços AISI 430 e AISI 441 com variação da taxa de deformação em regiões que foram solicitadas a deformações plásticas impostas pela estampagem das chapas. (a) evidencia gráfico referente ao aço AISI 430 e (b) gráfico do aço AISI 441. O próprio autor.....	117

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1	Composição química do aço AISI 430. (APERAM, 2012) Catálogo adaptado.....	29
Tabela 2.2	Influência dos elementos de liga no aço AISI 430. (FERREIRA, J.2005) adaptado.....	30
Tabela 2.3	Composição química (% em massa) do aço inoxidável ferrítico 441. (SELLO, 2010) adaptado.....	31
Tabela 3.1	Composição química do aço inoxidável ferrítico AISI 430 (% em peso). (APERAM, 2014).....	64
Tabela 3.2	Composição química do aço inoxidável ferrítico AISI 441 (% em peso). (APERAM, 2014).....	64
Tabela 3.3	Corpos de prova confeccionados para o ensaio de tração. O próprio autor.....	67
Tabela 3.4	Corpos de prova confeccionados para o ensaio de cisalhamento monotônico pré-deformados em tração.. O próprio autor.....	74
Tabela 3.5	Descrição de amostras ensaiadas para o aço AISI 430 no estado como recebido. O próprio autor.....	75
Tabela 3.6	Descrição de amostras ensaiadas para o aço AISI 441 como recebido. O próprio autor.....	77
Tabela 3.7	Tabela com os corpos de prova cortados por região da peça estampada do aço AISI 430. O próprio autor.....	81
Tabela 3.8	Tabela com os corpos de prova cortados por região da peça estampada do aço AISI 441. O próprio autor.....	82

Tabela 4.1	Valores de dureza Vickers para os aços AISI 430 e AISI 441, respectivamente, no estado como recebido. O próprio autor.....	84
Tabela 4.2	Propriedades mecânicas medidas no sentido da laminação em termos de resistência mecânica dos aços AISI 430 e AISI 441 no estado como recebido. O próprio autor.....	85
Tabela 4.3	Propriedades mecânicas avaliadas no ensaio de cisalhamento monotônico. O próprio autor.....	96
Tabela 4.4	Valores do expoente de sensibilidade à mudança da taxa de deformação m para os aços AISI 430 e AISI 441 em função da direção de solitação mecânica. O próprio autor.....	104
Tabela 4.5	Valores de limite de escoamento em cisalhamento (MPa) para o aço AISI 430 previamente estampado. O próprio autor.....	106
Tabela 4.6	Valores de limite de escoamento em cisalhamento (MPa) para o aço AISI 441 previamente estampado. O próprio autor.....	111
Tabela 4.7	valores do expoente de velocidade m obtidos após mudança na taxa de deformação para os aços AISI 430 e AISI 441 para as regiões selecionadas. O próprio autor.....	116

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AISI - *American Iron and Steel Institute*

CCC – Cúbico de Corpo Centrado

DL – Direção de Laminação

CFC – Cúbico de Face Centrada

DIC – Correlação de Imagem Digital

EBSD – Difração de Elétrons Retroespalhados

EDS – Espectrometria de Energia Dispersiva

MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura

MET – Microscópio Eletrônico de Transmissão

GO – Grãos-orientados

GNO – Grãos-não-orientados

HV – Dureza Vickers

ASTM – America Society for Testing and Materials

DDQ – Deep Draw Quality

LE – Limite de escoamento

LRT – Tensão limite de resistência à tração

LISTA DE SÍMBOLOS

α – Fase ferrita

α – Ângulo de aplicação da tensão

ε_a – Amplitude local da deformação

α' - Fase

Θ – Taxa de encruamento

τ - Tensão de cisalhamento

γ – Deformação de cisalhamento

α – Ângulo de aplicação da tensão

λ – Comprimento de onda

Å – Angstrom

σ_e – Tensão de escoamento efetiva

ε – Deformação

γ – Fase austenita

σ - Fase sigma

σ_e – Tensão de escoamento efetiva

m – Coeficiente de sensibilidade à mudança da taxa de deformação

A_0 – Área inicial

F – Força

F' – Fator de Taylor

$r_{\text{cisalhamento}}$ – Razão de tensão de cisalhamento

d – Diagonal da impronta

R – Raio de dobramento

L – Comprimento da amostra

W – largura da amostra

Δx – Área útil ensaio de cisalhamento

t – espessura da amostra

K – Tensão limite de escoamento em cisalhamento

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	22
1.1 Objetivos	24
1.1.1 Objetivo Geral.....	24
1.1.2 Objetivos Específicos.....	24
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	25
2.1 Aços inoxidáveis.....	25
2.1.1 Aços inoxidáveis ferríticos	27
2.1.1.1 Aço inoxidável AISI 430	29
2.1.1.2 Aço inoxidável AISI 441	30
2.1.2 Aços inoxidáveis martensíticos.....	31
2.1.3 Aços inoxidáveis austeníticos	32
2.1.4 Aços inoxidáveis autenoferríticos	33
2.2 Comportamento mecânico e suas variáveis	34
2.2.1 Modo de deformação.....	37
2.2.1.1 Carregamentos monotônicos	39
2.2.1.2 Carregamentos combinados	40
2.2.1.3 Deformação cíclica	41
2.2.2 Aspectos metalúrgicos	45
2.2.3 Orientação cristalográfica	48
2.2.3.1 Orientação cristalográfica e estampagem de chapas.....	48
2.2.3.2 Orientação cristalográfica e mudança no modo de deformação.....	49
2.2.4 Taxa de deformação.....	51
2.3 Ensaio de cisalhamento.....	52
2.4 Estampagem	56
2.4.1 Dobramento	56
2.4.2 Estampagem profunda.....	57

2.4.3	Variáveis que afetam a estampabilidade	59
3.	MATERIAIS E MÉTODOS	61
3.1	Caracterização mecânica e estrutural.....	64
3.1.1	Ensaio de dureza Vickers	64
3.1.2	Ensaio de tração uniaxial.....	65
3.1.3	Ensaio de cisalhamento	68
3.1.4	Caracterização estrutural e Difração de raios-X	73
3.2	Rotas de processamento.....	73
3.2.1	Rota 1: Tração / Cisalhamento	74
3.2.2	Rota 2: Cisalhamento com mudança na taxa de deformação e na direção de solicitação mecânica	74
3.2.3	Rota 3: Estampagem / Cisalhamento	78
4.	RESULTADOS e DISCUSSÃO	84
4.1	Caracterização mecânica	84
4.1.1	Ensaio de dureza	84
4.1.2	Ensaio de tração monotônico.....	84
4.1.3	Ensaio cisalhamento.....	87
4.2	Caracterização estrutural (estado como recebido)	89
4.2.1	Microscopia óptica	89
4.2.2	Caracterização estrutural por difração de raios-X	91
4.3	Rota de processamento 1: pré-deformação em tração.....	93
4.4	Rota de processamento 2: deformação em cisalhamento.....	96
4.5	Rota de processamento 3: estampagem / cisalhamento	105
4.5.1	Cisalhamento dos corpos de prova previamente estampados.....	105
4.5.2	Cisalhamento com mudança da taxa de deformação após pré-deformação por estampagem	116
5.	COMENTÁRIOS FINAIS	119
6.	REFERÊNCIAS.....	121

1. INTRODUÇÃO

O conhecimento das propriedades mecânicas dos aços é de fundamental importância para determinação dos esforços atuantes do processo de fabricação, reduzindo assim, possíveis refugos de peças durante a fabricação de produtos.

Um dos tipos mais comuns de defeitos que pode gerar refugo é a presença de estrias que aparecem durante o processo de conformação, as quais são relatadas ocorrerem sempre no sentido da laminação e serem proporcionais ao grau de deformação. O surgimento das estrias nos aços inoxidáveis ferríticos, se deve à heterogeneidade da textura cristalográfica destes materiais, que provoca anisotropia. Portanto, é necessário o estudo dos resultados da influência destas estrias durante a investigação do comportamento mecânico dos aços AISI 430 e AISI 441.

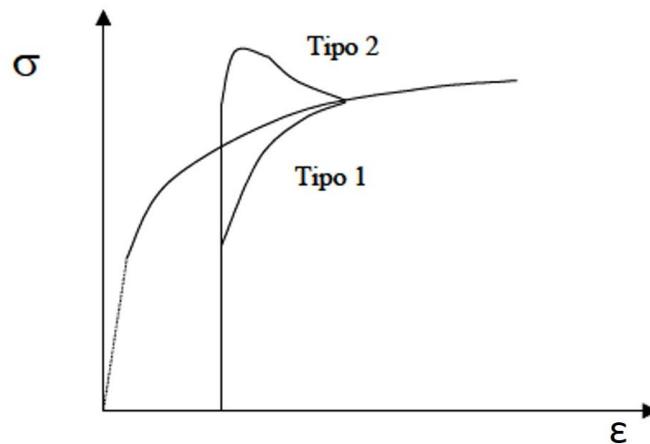
Dessa maneira, o conhecimento das condições consideradas críticas ao desenvolvimento dessa imperfeição contribuirão para a escolha do método mais adequado para a deformação plástica, de modo a conciliar as respostas mecânicas à necessidade do produto estampado. Essas respostas alteram as características mecânicas, assim se torna impossível conhecer o motivo que ocasionou este fenômeno de forma simples.

Este aumento de tensão de fluxo ocorre basicamente devido ao fato dos metais se deformarem plasticamente pelo movimento das discordâncias que interagem diretamente entre si ou com outras imperfeições, ou indiretamente com o campo de tensões internas de várias imperfeições e obstáculos. Desta maneira haverá uma redução no movimento dessas discordâncias, a qual é acompanhada pela necessidade de uma tensão maior para provocar deformação plástica, (DIETER, 1981).

Com a mudança no sentido da deformação podem ocorrer dois tipos básicos de comportamento do material, podendo esses apresentarem aumento ou redução de tensão de fluxo conforme identificados na figura 1.1: tipo 1 e tipo 2 (efeitos transientes na curva tensão em função da deformação) conforme Chung e Wagoner in Corrêa (2004). Porém tal comportamento não pode ser generalizado, pois em

vários materiais isto pode não ocorrer. Embora seja muito utilizado, tal conceito não é aplicável em muitos materiais. Porém a simples observância ou não desse comportamento não nos leva a solução de problema: é necessário identificar as variáveis presentes e como estas atuam. Assim é importante considerar aspectos estruturais, tamanho do grão e textura cristalográfica.

Figura 1.1 – Esquema representativo dos dois tipos de comportamento mecânico mediante alteração na trajetória de deformação.



Fonte: (CORRÊA, 2004).

Deste modo, considerando a relação existente entre as condições de solicitação mecânica e as respostas exibidas pelos diferentes tipos de materiais, propõe-se o estudo do comportamento dos materiais após pré-deformação em termos de parâmetros de orientação cristalográfica das chapas dos aços inoxidáveis ferríticos AISI 430 e AISI 441, após os mesmos serem submetidos a rotas de processamento mecânico envolvendo a aplicação dos esforços de tração e cisalhamento, de modo isolado (carregamento monotônico) ou combinado.

1.1 Objetivos

1.1.1 Objetivo Geral

Investigar a influência do tipo de aço inoxidável no comportamento mecânico após mudanças na trajetória de deformação mediante modificação no modo de deformação e do estado inicial.

1.1.2 Objetivos Específicos

- Analisar os parâmetros de resistência mecânica e de ductilidade (alongamento uniforme) após as chapas dos aços inoxidáveis (tipo 430 e 441) terem sido submetidas a etapas de processamento mecânico similares às existentes em uma operação de estampagem por embutimento profundo;
- Promover mudanças na trajetória de deformação compostas por carregamentos monotônicos em cisalhamento (2 valores de amplitude de deformação efetiva: 0,5 e 0,15) durante 3 ciclos e para três direções em relação à direção de laminação, 0° DL, 45° DL e 90° DL;
- Avaliar o comportamento de um produto estampado em processo industrial por meio de corpos de prova retirados de diferentes regiões e direções para ensaios de cisalhamento monotônico.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

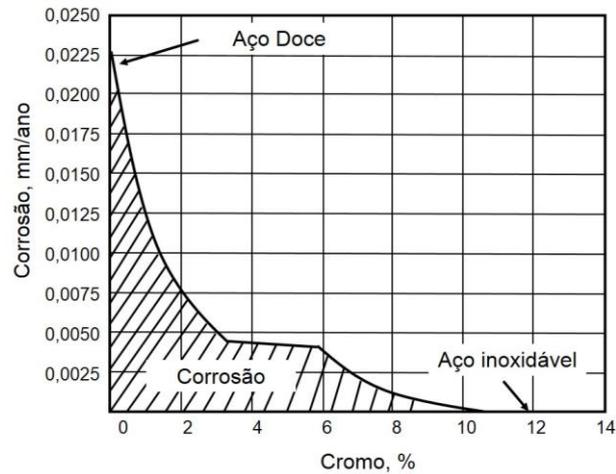
2.1 Aços inoxidáveis

Os aços inoxidáveis ferríticos tais como os dos tipos AISI 430 e AISI 441, são amplamente empregados na indústria de linha branca e civil, devido à necessidade de operações de embutimento e estiramento para alcançar formas complexas finais. Quando submetidos a esses processos, um fenômeno com elevada ocorrência é o aparecimento de estrias em sentidos paralelos à direção de laminação da chapa.

Os aços inoxidáveis são ligas que contém ferro, carbono e cromo (em uma quantidade mínima de 10% a 12% em seu peso) sendo este o principal responsável pela reação que forma um filme de óxido na superfície do material que o protege contra a oxidação, chamado de camada passiva (CHIAVERINI, 2005). O filme passivo dos aços inoxidáveis ocorre devido à reação entre a água ou o ar (devido à umidade presente no ar que condensa sobre a superfície do metal). O carbono pouco afeta a resistência à corrosão quando dissolvido no ferro, porém quando na forma de carbonetos, principalmente nos contornos de grão, prejudica muito essa propriedade. A resistência à corrosão desses aços também pode ser prejudicada com o reaquecimento do aço acima temperaturas críticas que ocorre a dissolução de carbonetos que foram previamente formados nos contornos de grão ou quando o aço possui baixo teor de carbono, torna-se difícil a formação de carbonetos, evitando assim, a remoção de cromo das regiões adjacentes (CHIAVERINI, 1986).

Na figura 2.1 pode ser observada a relação do efeito que o cromo causa aos aços inoxidáveis. É possível observar que o aumento do percentual de cromo torna o material mais resistente à corrosão com respectiva diminuição da camada de corrosão, sendo que quando esta quantidade ultrapassa 10% de seu peso, a camada torna-se praticamente nula e então não é observado o fenômeno de oxidação no metal.

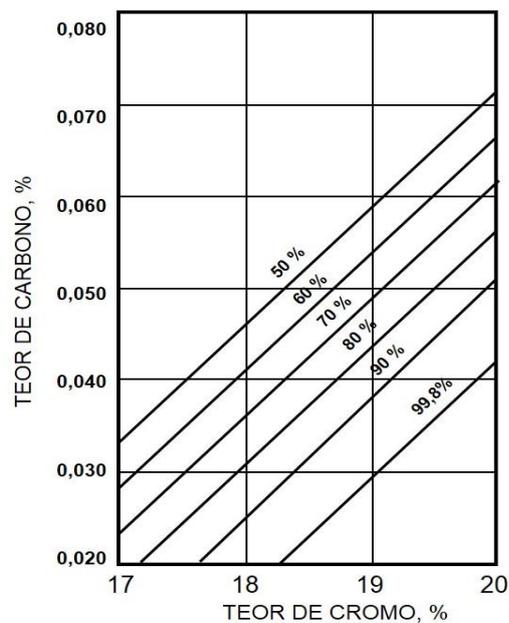
Figura 2.1 – Efeito do cromo na resistência à corrosão dos aços inoxidáveis.



Fonte: (CHIAVERINI, 1986) adaptado.

Teoricamente, a relação entre carbono e cromo na composição química que deve apresentar um aço inoxidável para evitar, em 99,8%, a ocorrência da corrosão intergranular, mostrada na figura 2.2 é um teor de cromo ligeiramente acima de 18% para um teor de carbono de aproximadamente 0,020%.

Figura 2.2 – Probabilidade de corrosão intergranular em função dos teores de cromo e carbono.



Fonte: (CHIAVERINI, 1986) adaptado.

Apesar de esses aços serem denominados “inoxidáveis” o que realmente ocorre é uma fina camada de oxidação passiva que é formada quase que instantaneamente após a exposição do aço à atmosfera, que garantirá sua resistência à oxidação. Esta camada é proporcional à quantidade de cromo na composição química do material.

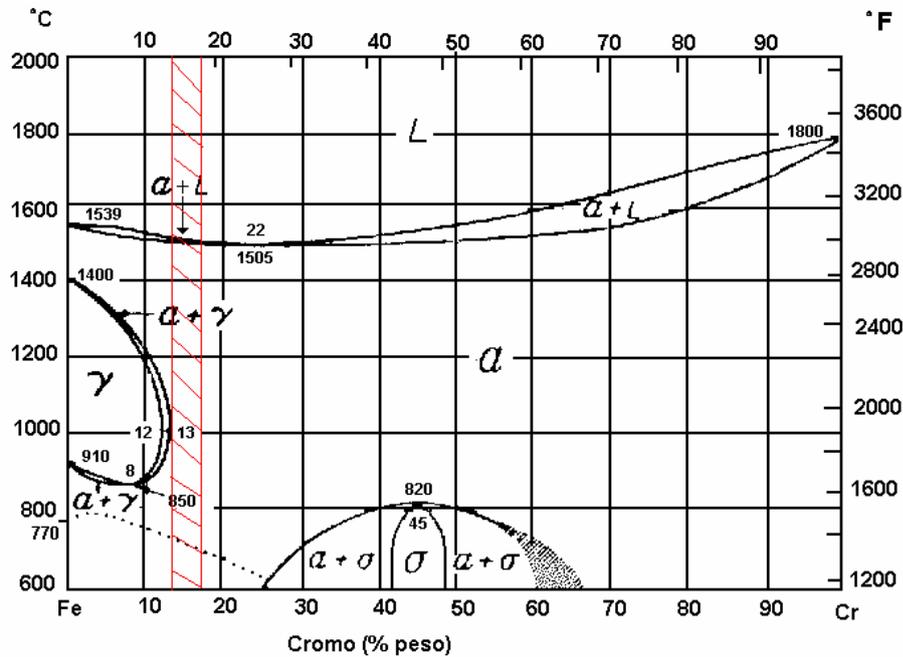
2.1.1 Aços inoxidáveis ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos são ligas binárias ferro-cromo-carbono, sendo o carbono um elemento com teor relativamente baixo, assim sua estrutura se mantém essencialmente ferrítica (CCC - cúbica de corpo centrado, do tipo ferro- α) após tratamentos térmicos normais. O cromo possui em seu peso uma composição química de pelo menos 12% (SMITH, 2013). Considera-se que esta composição química leve o aço à estabilização da estrutura ferrítica e conseqüentemente, não sendo possível obter um aumento de resistência mecânica com uso de tratamentos térmicos.

O cromo é um elemento alfa-gênico, por sua vez estabiliza a ferrita e reduz o campo austenítico. Devido a essa redução do campo a temperatura de formação da austenita reduz acentuadamente para valores acima de 7% até teores próximos a 13%, onde não ocorre mais a formação da mesma. Para teores acima de 20% e temperaturas abaixo de 800°C pode ocorrer a presença de uma fase frágil (fase sigma) que reduz a tenacidade e a resistência à corrosão desse material. Porém, a taxa de precipitação desta fase é muito lenta (FERREIRA, J., 2005).

Com a observação do diagrama de equilíbrio de fases Fe-Cr na figura 2.3 observa-se que, apesar da composição química das ligas não estarem presente na região de formação da austenita no diagrama Fe-Cr, muitos aços deste grupo podem apresentar estrutura austenítica se aquecidos a determinadas temperaturas, assim, no resfriamento, podem exibir estrutura martensítica (COLPAERT, 2010; SILVA e MEI, 2010).

Figura 2.3 – Diagrama de equilíbrio de fases Fe-Cr. É observado a região com maior número de aços ferríticos comerciais.



Fonte: (FERREIRA, J., 2005).

A presença de elementos gamagêneos, como o nitrogênio, o carbono e o manganês expande o campo da austenita e depende da quantidade de elementos alfa-gêneos e gamagêneos. Assim, os aços ferríticos que possuem teores de cromo superiores a 13% passam a ter uma transformação relativa da ferrita quando o tratamento térmico é feito a temperaturas elevadas (geralmente entre 900°C e 1200°C). Desta maneira, estes aços apresentam uma estrutura bifásica composta por ferrita e por austenita nessas condições. Já quando esses aços são resfriados rapidamente ocorre a transformação da fase austenítica em martensita (FERREIRA, J., 2005).

O baixo custo dos aços inoxidáveis ferríticos possibilitou que este material fosse escolhido para as mais variadas aplicações no setor de estampagem, particularmente em sistemas de exaustão automotivos e aplicações em utensílios domésticos. Entretanto, o processamento dessas ligas gera o desenvolvimento de uma orientação preferencial que é o maior fator contribuinte para o aumento da estampabilidade das chapas finas dos aços inoxidáveis. Enquanto muitas pesquisas são realizadas para analisar o desenvolvimento da textura de aços Fe-Si e aços de

baixo carbono, pouco é estudado em termos da formação da textura em aços Fe–Cr. Vários problemas em indústrias como a melhoria da estampabilidade, podem ser explicados e resolvidos se o mecanismo de formação da textura (rotação de cristais durante a laminação a frio, formação de núcleos de recristalização durante o recozimento) for bem entendido. (CARRAMANHOS, 2006)

Em termos de uso, os aços inoxidáveis ferríticos fazem parte de um importante grupo de ligas para utilização industrial, podendo ser citadas as aplicações em sistemas de exaustão de gases de motores de explosão e estampagem em geral, além de caixas de capacitores, utensílios domésticos (baixelas, pias e talheres), eletrodomésticos (fogões, geladeiras, fornos de microondas e lavadoras), cunhagem de moedas e balcões frigoríficos.

2.1.1.1 Aço inoxidável AISI 430

O aço inoxidável ferrítico AISI 430 é atualmente o aço mais usado do mercado, dentre os aços da classe dos aços inoxidáveis ferríticos, devido à sua excelente relação custo benefício. Trata-se de um aço com teor de cromo de 16% a 18% e carbono máximo 0,12% (tabela 2.1), cujas principais aplicações são a confecção de talheres, de baixelas, de eletrodomésticos, além de componentes diversos usados na indústria alimentícia, dentre outros (FERREIRA, J., 2005).

Ainda segundo Ferreira, J. (2005) um grande desafio do aço inoxidável AISI 430 é quando submetido à soldagem, pois há a formação de martensita próximo ao cordão de solda e por consequência esta região se torna frágil. Desta maneira, evita-se a utilização deste aço quando o componente em questão for submetido a elevado esforço mecânico e exposto ao um meio corrosivo.

Tabela 2.1 – Composição química do aço AISI 430.

APERAM	ASTM		DIN	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni
	AISI	UNS								
K30	430	S43000	14.016	0,080	1,000	1,000	0,040	0,015	16,0 a 18,0	0,750

Fonte: (APERAM, 2012) Catálogo adaptado.

Cada elemento de liga adicionado ao aço AISI 430 tem influência nas diferentes propriedades exibidas por esse material. Algumas dessas influências são apresentadas na tabela 2.2.

Tabela 2.2 – Influência dos elementos de liga no aço AISI 430.

Elemento químico	Efeito
Carbono	gamagêneo (expansão do campo γ)
	aumenta fortemente a resistência mecânica e dureza
	afeta negativamente a resistência à corrosão e a tenacidade à baixa temperatura
Cromo	elemento alfa-gamagêneo amplia o campo da ferrita
	aumenta a dureza do aço pelo efeito de endurecimento por solução sólida
	forma uma camada passiva, aumentando a resistência à corrosão
	limita o crescimento de grão e retarda a decarbonetação superficial
Molibidênio	elemento alfa-gamagêneo
	aumenta a resistência mecânica e à fluência a temperaturas elevadas
	melhora a resistência à corrosão localizada (pite)
	formador de carbonetos
Silício	elemento alfa-gamagêneo
	melhora a resistência mecânica à quente (%Si entre 0,5 e 2,0 %)
	Desoxidante
	endurecedor em solução sólida na ferrita
Nitrogênio	aumenta a resistência mecânica
	gamagêneo, aumenta a solubilidade do Cr na austenita
Manganês	gamagêneo
	aumenta a dureza e a resistência à tração
	pode diminuir a ductilidade e a solubilidade
Nióbio	elemento alfa-gamagêneo
	efetivo refinador de grão
	aumenta a resistência a quente
	forte formador de carbonitretos, removendo o C e o N da solução
Titânio	elemento alfa-gamagêneo
	efetivo refinador de grão durante o processo de solidificação
	forte formador de carbonitretos, removendo o C e o N da solução

Fonte: (FERREIRA, J. 2005) adaptado.

2.1.1.2 Aço inoxidável AISI 441

Os aços AISI 441, apresentam Nb e Ti estabilizados em sua composição, o que faz com que possua elevada resistência à corrosão e características mecânicas

superiores ao aço AISI 430. Sua composição química está apresentada na tabela 2.3 que segue.

Tabela 2.3 – Composição química (% em massa) do aço inoxidável ferrítico 441.

C	Cr	Mn	Co	V	Si	Ti	Ni	N	Nb
0,012	17,890	0,510	0,030	0,120	0,500	0,153	0,190	0,009	0,444

Fonte: (SELLO, 2010) adaptado.

Os elementos de liga também geram uma variedade de precipitados como Nb (carbo-nitretos) e Ti (carbo-nitretos), Fe_2Nb e Fe_3Nb_3C . Há vários estudos e debates a respeito do efeito dos precipitados de Nb na resistência a alta temperatura deste aço como em Nobuhiro Fujita et al 2004 em *Precipitation sequence in niobium-alloyed ferritic stainless steel* e Morris et al., (2004) em *The high-temperature strength of some Fe_3Al alloys*. Porém tem sido relatado que o engrossamento rápido da estrutura reduz significativamente a resistência a alta temperatura, no entanto ainda não foi realizada uma análise detalhada do efeito. Apesar deste benefício, solutos de Nb podem precipitar como carbo-nitretos e/ou Fe_2Nb se a chapa for processada ou usada a altas temperaturas. Finos precipitados de Fe_2Nb que são formados durante os primeiros estágios do envelhecimento, contribuem para a resistência a alta temperatura, em aços inoxidáveis ferríticos 0,01 C - 0,38 Nb, entretanto precipitados finos de Fe_2Nb , apesar da grande quantidade, não reduz tanto o impacto quanto na fase de grãos grosseiros que se formou nas fronteiras dos grãos depois do resfriamento lento (SELLO, 2010).

2.1.2 Aços inoxidáveis martensíticos

Esses aços são ligas metálicas ferrosas com teores de cromo variando entre 11,5% a 18% e de carbono, superior a 0,1%, podendo chegar a 1,0%. Esses aços podem endurecer por têmpera. Porém, nesta condição eles se apresentam muito duros e pouco dúcteis, embora sejam nesta condição, resistentes à corrosão. Dentro do grupo de aços inoxidáveis martensíticos, podem ser citadas três classes diferentes. Aços inoxidáveis martensíticos com baixo teor de carbono (aços “turbina”), aços

inoxidáveis martensíticos contendo médio teor de carbono (aços do tipo “cutelaria”) e aços inoxidáveis martensíticos contendo alto teor de carbono, (aços “resistentes ao desgaste”) (CHIAVERINI, 2005).

Contudo, outro fato a ser mencionado é no que diz respeito à “fragilização pelo hidrogênio” que pode ocorrer nos aços inoxidáveis martensíticos quando a dureza e o teor de carbono dos mesmos são elevados. Essa fragilidade pode ocorrer durante o processo de fusão ou até mesmo durante o processo de tratamento térmico dependendo da atmosfera utilizada. Em alguns casos pode ocorrer também durante tratamentos químicos ou termoquímicos como na decapagem ou na eletrodeposição. Uma forma de se evitar essa fragilidade é aquecendo o material a faixas de temperatura de até 400°C ou em alguns casos, pode-se aquecer em temperaturas inferiores, próximas a 100°C (CHIAVERINI, 2005).

Esses aços podem ser temperados e revenidos e podem atingir valores de dureza Brinell entre 500 e 620 e limites de resistência à tração até cerca de 200 kgf/mm², além de possuírem alta resistência ao desgaste (CHIAVERINI, 1986).

2.1.3 Aços inoxidáveis austeníticos

“Os aços inoxidáveis austeníticos são, dentre as ligas metálicas o tipo mais comum de aços inoxidáveis” (COLPAERT, 2008). Esse aço são ligas de cromo-manganês-níquel ou cromo-níquel, podendo também apresentar elementos como manganês, molibdênio e nióbio. O níquel é classificado como um elemento gama-gêneo, o que confere a estabilidade da austenita na temperatura ambiente, entretanto, quando deformado a frio ou se a composição de carbono for muito baixa, pode transformar-se em martensita na temperatura ambiente, o que lhe confere aumento apreciável da dureza em proporção maior que a ocasionada pelo encruamento de um aço comum (CHIAVERINI, 2005; BADESHIA, 2006).

Este fenômeno ocorre devido às duas classes de aços inoxidáveis existentes, os austeníticos estáveis e os metaestáveis. Os aços inoxidáveis austeníticos estáveis têm a característica de manter sua estrutura austenítica mesmo após deformação plástica a frio, já os inoxidáveis austeníticos metaestáveis possuem uma maior

facilidade para a ocorrência do fenômeno de transformação martensítica (SALES, 2013).

Os aços inoxidáveis austeníticos, devido à sua alta resistência à temperaturas elevadas e à sua boa resistência à oxidação, é amplamente empregado em peças decorativas, utensílios domésticos, peças estruturais, componentes para indústria química, naval, alimentícia, de papel e inclusive de componentes submetidos a altas temperaturas como peças de estufas e fornos (CHIAVERINI, 1986).

Os aços inoxidáveis austeníticos são frequentemente conformados a frio em suas aplicações finais e se diferenciam dos aços inoxidáveis ferríticos por apresentarem maiores valores de limite de escoamento e baixo coeficiente de encruamento. Desta forma, os aços inoxidáveis ferríticos são materiais menos adequados que os austeníticos para aplicações envolvendo deformação por estiramento, embora possam ser conformados por estampagem profunda. (FERREIRA, F. et al., 2008)

2.1.4 Aços inoxidáveis autenoferríticos

Os aços inoxidáveis austenoferríticos, comercialmente denominados aços duplex, apresentam uma estrutura bifásica com o balanço correto de elementos alfa-gêneos (molibdênio, titânio, nióbio, silício e alumínio) e gama-gêneos (níquel, manganês, carbono e nitrogênio). Normalmente, para atingir uma estrutura duplex, é necessário aumentar o nível da composição do cromo acima de 20%. Entretanto, a porção exata dos elementos alfa-gêneos e gama-gêneos é determinada somente pelo tratamento térmico (BADESHIA, 2006).

Os aços duplex possuem resistência superior aos aços austeníticos simples, isto é devido à microestrutura bifásica e pelo refinamento do tamanho dos grãos. De fato, com o tratamento térmico conduzido entre 900°C e 1000°C é possível obter grãos finos o que lhes confere uma superplasticidade estrutural. Assim, estes materiais possuem boa ductibilidade a altas temperaturas (BADESHIA, 2006).

A utilização dos aços inoxidáveis austenoferríticos é bastante específica, principalmente em indústrias químicas, petrolíferas, de geração de energia e

também de papel e celulose, dentre outras, principalmente em condições que necessitam de resistência a trincas de solidificação como em casos de soldagem (BHADESHIA, 2006).

2.2 Comportamento mecânico e suas variáveis

Os materiais metálicos necessitam passar por diversos processos antes da obtenção da forma final, esses processos afetam as propriedades dos materiais de acordo com a quantidade de esforços que são aplicados no material ou o meio inserido (temperatura, elementos químicos presentes na atmosfera dentre outros). Quando o material sofre encruamento, além da orientação preferencial, vários outros fatores afetam o comportamento de um material, por exemplo, a temperatura, a taxa de deformação e a maneira pela qual um metal é deformado (trajetória de deformação). Um metal que é deformado plasticamente a frio apresentará uma multiplicação do número de discordâncias e uma probabilidade maior dessas discordâncias encontrarem obstáculos à sua movimentação, tornando o material mais resistente à deformação plástica (LOPES, W. 2009) quando a recristalização e a recuperação estão inoperantes.

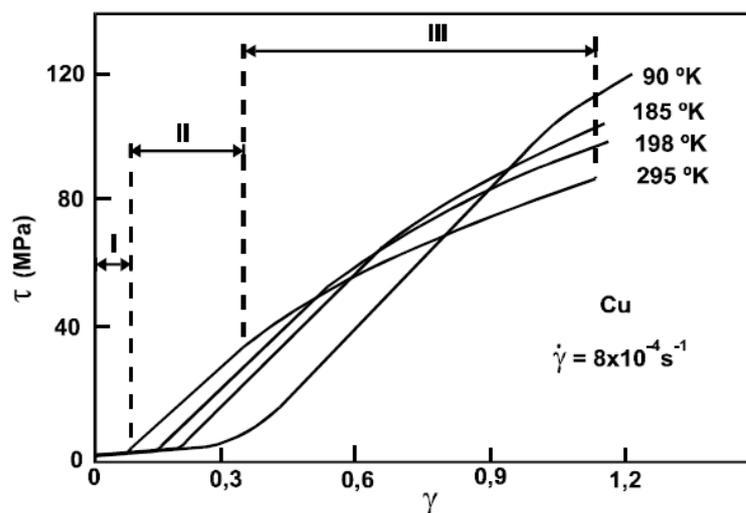
A tensão de escoamento e o encruamento resultam principalmente da interação entre esses movimento das discordâncias e os obstáculos existentes. Uma vez que essas interações são parcialmente ativadas termicamente e anisotrópicas, as características mecânicas de um material dependem das condições de deformação. Desta maneira, ensaios com variação na taxa de deformação e com resfriamento ou aquecimento bruscos são métodos bastante usados para descrever o comportamento mecânico apresentado pelos metais (RAUCH, 1998). Entretanto, para os diferentes tipos de materiais após serem trabalhados a frio, o grau de sensibilidade da tensão à mudança da taxa de deformação ou da dependência da própria resistência mecânica com a temperatura pode variar de modo intenso de acordo com o modo de solicitação mecânica e obviamente, com as características estruturais do material analisado. Porém, para que o comportamento plástico dos materiais possa ser descrito corretamente, o efeito do modo de deformação

(trajetória de deformação) precisa ser considerado. (RAUCH, 2000; THUILLIER *et al.*, 2010)

O modo de deformação dos materiais são influenciados pelo tipo de estrutura cristalina que os materiais possuem. Os aços inoxidáveis ferríticos apresentam o arranjo cristalino do tipo cúbico de corpo centrado (CCC) o que confere a estes aços uma dependência da orientação cristalográfica (textura cristalina dos aços) para se deformarem. Esta dependência fica evidente para o comportamento nos processos de conformação mecânica, principalmente na estampagem onde há o predomínio do processo de embutimento. Em função da orientação cristalográfica assumida pelos materiais antes e após a operação de estampagem de chapas, pode-se ter excelentes propriedades mecânicas como o aumento da resistência mecânica e de desempenho quanto ao uso dos diferentes tipos de aços (CALLISTER, 2002; DIETER, 1981).

A tensão e a deformação de cisalhamento em um monocristal C.F.C. (Cúbico de Face Centrada) quando solicitado a apenas um sistema de carregamento, geralmente apresenta três estágios conforme demonstrado na figura 2.4 que segue.

Figura 2.4 – Curvas tensão de cisalhamento e deformação de cisalhamento em monocristais de cobre deformados a várias temperaturas.



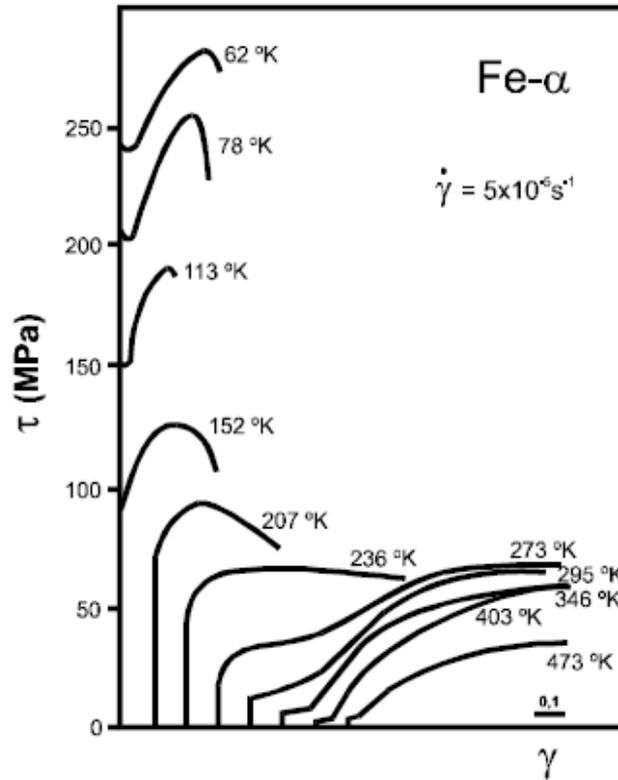
Fonte: (LOPES, A. 2001).

No estágio I, a deformação plástica ocorre em apenas um sistema de escorregamento (sistema primário). As interações entre discordâncias são fracas e o valor da taxa de encruamento ($\theta = d\tau/d\gamma$) é relativamente baixo. O início do estágio II é caracterizado pela ativação do sistema de escorregamento conjugado em resultado da rotação da rede cristalina. A densidade de discordâncias no sistema de escorregamento secundário aumenta progressivamente até um valor próximo da densidade de discordâncias no sistema de escorregamento primário conduzindo a um aumento significativo das interações entre deslocações e da taxa de encruamento. O estágio III é caracterizado pelo desvio à linearidade da taxa de encruamento em resultado de processos de aniquilação mútua das deslocações. Neste estágio, a taxa de encruamento diminui progressivamente até à rotura do material. (LOPES, A., 2001).

Alguns parâmetros influenciam em cada um dos estágios como a natureza do material, a orientação cristalográfica do cristal a temperatura e a velocidade de deformação.

Já em monocristais C.C.C. (Cúbica de Corpo Centrado), as curvas tensão e deformação de cisalhamento dependem da temperatura de deformação, como ocorre na figura 2.5. Quando este tipo de material sofre deformações acima da temperatura crítica, eles se comportam da mesma maneira que os metais com estrutura cristalina C.F.C., já para temperaturas abaixo da temperatura crítica o regime de encruamento linear é atenuado e após a região de proporcionalidade ocorre um ponto de inflexão e então apresenta um encruamento parabólico (LOPES, A., 2001).

Figura 2.5 – Curvas tensão de cisalhamento (τ) e deformação de cisalhamento (γ) em monocristais de ferro- α a várias temperaturas. $\dot{\gamma}$ - Velocidade de deformação de corte.



Fonte: (LOPES, A., 2001).

2.2.1 Modo de deformação

“O estudo do comportamento mecânico dos metais compreende a análise de três etapas distintas, organizadas de acordo com os eventos macroscópicos associados ao mesmo: deformação elástica, deformação plástica e fratura” (MEYERS e CHAWLA, 1982 in CORRÊA, 2004, P. 3).

Dentre essas três etapas, a deformação plástica a frio é responsável por gerar o encruamento do material, porém tal fato pode ser analisado como o aumento da tensão cisalhante na deformação à frio devido à falta de mobilidade dos átomos no interior do material. Esta mobilidade está associada às discordâncias presentes nos materiais, são elas as discordâncias de aresta (ou em cunha) em que o vetor

Burguers é perpendicular à linha de discordância e as discordâncias espirais (ou em hélice) em que o vetor de Burguers é paralelo à linha de discordância. Vários fatores alteram o encruamento de um material, assim como, a temperatura, a taxa de deformação e a maneira pela qual um material é deformado (trajetória de deformação). (COLPAERT, 2008).

Quando um material é submetido a uma deformação à frio, ocorrerá uma multiplicação dessas discordâncias, por consequência haverá uma dificuldade de mobilidade das mesmas o que acarretará uma resistência maior à deformação plástica deste material. Por outro lado quando isso ocorre a elevadas temperaturas (temperatura de recristalização) as discordâncias terão maior mobilidade devido à formação de novos cristais do metal no estado sólido, assim os efeitos do encruamento nos cristais são reduzidos (LOPES, W., 2009).

Podemos citar como os principais mecanismos responsáveis pela deformação plástica, o deslizamento de planos atômicos, a maclação e o escorregamento nos contornos de grão. O deslizamento é considerado como o principal mecanismo responsável pela deformação plástica e ocorre quando da aplicação de uma da força externa qualquer (normal ou cisalhante) ocorre internamente entre os átomos o cisalhamento, devido à movimentação dos átomos, que é o deslizamento dos planos atômicos. Este fenômeno surge nas direções cristalográficas preferenciais onde há maior densidade linear (COLPAERT, 2008).

Na deformação por maclação uma parte do cristal tem sua orientação alterada, estando relacionada com a orientação de toda a rede cristalina de maneira definida e simétrica formando uma imagem de espelho da matriz cristalina. As maclas podem ser produzidas por deformação mecânica ou como consequência de um recozimento realizado após a deformação plástica. Esta mudança de orientação pode colocar novos sistemas de deslizamento em orientações favoráveis em relação ao eixo de tensão, tornando possível a ocorrência de um deslizamento adicional (COLPAERT, 2008).

O escorregamento em contornos de grãos, que são regiões perturbadas de somente alguns diâmetros de magnitude radial e mais fraca que seu interior, torna-se mais

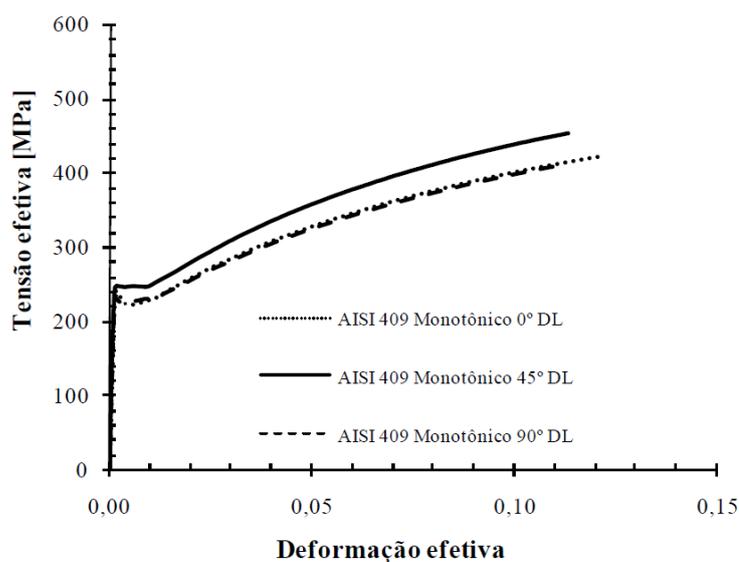
proeminente com o aumento da temperatura e com a diminuição da taxa de deformação. Acima de uma temperatura denominada temperatura coesiva (DIETER, 1981).

Os movimentos das discordâncias definidas anteriormente, que podem ser ativados de maneira térmica e mecânica, são fatores que influenciam diretamente na tensão de escoamento e o encruamento dos materiais. Desta maneira são realizados testes com variações de temperatura e da taxa de deformação, afim de descrever o comportamento mecânico apresentado pelos metais (RAUCH, 1998). “Entretanto em condições de trabalho a frio esta variação do comportamento mecânico é muito pequena” (LOPES, W. 2009).

2.2.1.1 Carregamentos monotônicos

A combinação de modos diferentes de deformação influencia no comportamento mecânico do material conforme visto anteriormente. Quanto mais severa é a alteração da trajetória de aplicação desta deformação maior será a influência experimentada pelo material, essa influência pode ser vista na figura 2.6 que segue.

Figura 2.6 – Curva de um ensaio monotônico obtidas aos tração a 0° DL, a 45° DL e a 90° DL para um aço AISI 409.



Fonte: (LOPES, W., 2009).

Pode-se considerar para a definição da trajetória de deformação em chapas, os processos complexos de conformação mecânica a que os materiais constantemente são solicitados para a obtenção da forma desejada. Estes processamentos dos materiais possibilitam a ocorrência de variados tipos de carregamentos para deformar plasticamente os materiais que pode ser chamado de trajetória ou caminho de deformação (LOPES, W. 2009).

2.2.1.2 Carregamentos combinados

Materiais como aços com baixo teor de carbono, submetidos à sequência ortogonal, apresentam uma tensão inicial de fluxo maior em relação ao carregamento monotônico e um período com encruamento transiente (LOPES, W., 2009).

Diversas combinações de carregamento, envolvendo esforços de tração, cisalhamento e laminação permitem a obtenção desta rota de carregamento variando-se a direção que é realizada uma segunda deformação em relação à primeira (RAUCH, 1992). Múltiplas direções de tensões são frequentemente observadas em elementos durante a conformação de materiais. A mudança de direção modifica o comportamento de resistência e altera a ductilidade do material usado.

A tensão de escoamento da pré-deformação é seguida por um período transiente com baixa taxa de dureza. Durante este período transiente, uma recuperação dinâmica ocorre dentro dos grãos e o deslocamento do arranjo estrutural, antes do começo da segunda direção, com deformação na segunda direção, o deslocamento da microestrutura evolui para uma estrutura celular típica da respectiva direção da tensão (LOPES, W. 2009).

Essa direção de tensão depois de um valor crítico independe da natureza das condições de pré-deformação, na realidade dependerá da amplitude de direção durante a segunda direção de tensão. Com a mudança da direção ou do ângulo de carregamento de maneira severa aumenta-se o número de sistemas de escorregamento ativos, conseqüentemente os valores de carregamentos para o encruamento aumentam (LOPES, A. 2001).

A curva de fluxo (curva tensão efetiva x deformação efetiva) de um metal não depende somente da temperatura e da taxa de deformação, mas também do caminho do esforço, esta dependência é citada como “efeito Bauschinger”, que é basicamente um fenômeno que ocorre no aço que provoca a redução do limite de escoamento no carregamento reverso. A influência do percurso da tensão sobre o comportamento do fluxo, no entanto, não está limitado a esta única observação. (LOPES, W. 2009).

O estudo sobre este fenômeno não é meramente teórico. Muitos processos de conformação, de certa maneira, envolvem deflexões na direção da tensão. A mudança na direção de aplicação de tensão pode levar a queda de tensões de fluxo, ou diminuição na dureza que não é favorável desde que possa causar instabilidade no fluxo, concentração de tensão e até a falha do material.

2.2.1.3 Deformação cíclica

Um material quando experimenta deformações típicas no processos de conformação, sofre vários esforços em diferentes direções. Muitas vezes estes esforços podem ocorrer de forma repetida em sentidos alternados, por exemplo em operações com múltiplos estágios de deformação.

Alguns efeitos são comumente estudados, devido a esta deformação causada pelos carregamentos do tipo proporcional ou não proporcional serem verificados experimentalmente e assim, se torna fundamental descrever o comportamento atípico do encruamento em processos de conformação mecânica dos materiais, pois alguns materiais podem apresentar amaciamento ou endurecimento durante este tipo de deformação.

É desejável desenvolver estudos que correlacionam variações de tensão à condição microestrutural. Devido ao movimento de discordâncias ser a base principal para deformação plástica para várias condições de carga, a densidade das discordâncias e a evolução tem sido incorporado a modelos constitutivos o que torna viável a simulação da dependência da resposta do caminho de deformação para problemas de cargas reversas. Porém para deformações cíclicas em materiais policristalinos o

comportamento da deformação é diferente do que ocorre para materiais monocristalinos (SAUZAY e KUBIN, 2011).

A interpretação das tensões internas são descritas por Pham (2013) sendo tensão efetiva, a tensão inicial efetiva somada e um incremento de tensão de escoamento durante a carga. A tensão efetiva inicial é requerida para fazer com que as discordâncias ultrapassem a sua resistência de movimento. A tensão de escoamento é o resultado da resistência às mudanças na trajetória devido à variação das interações entre as discordâncias. Heterogeneidades microestruturais que são presentes antes ou durante as cargas, possuem diferentes resistências dependendo da direção das cargas que geram deformações não homogêneas, exceto para carregamentos profundos em alta temperatura.

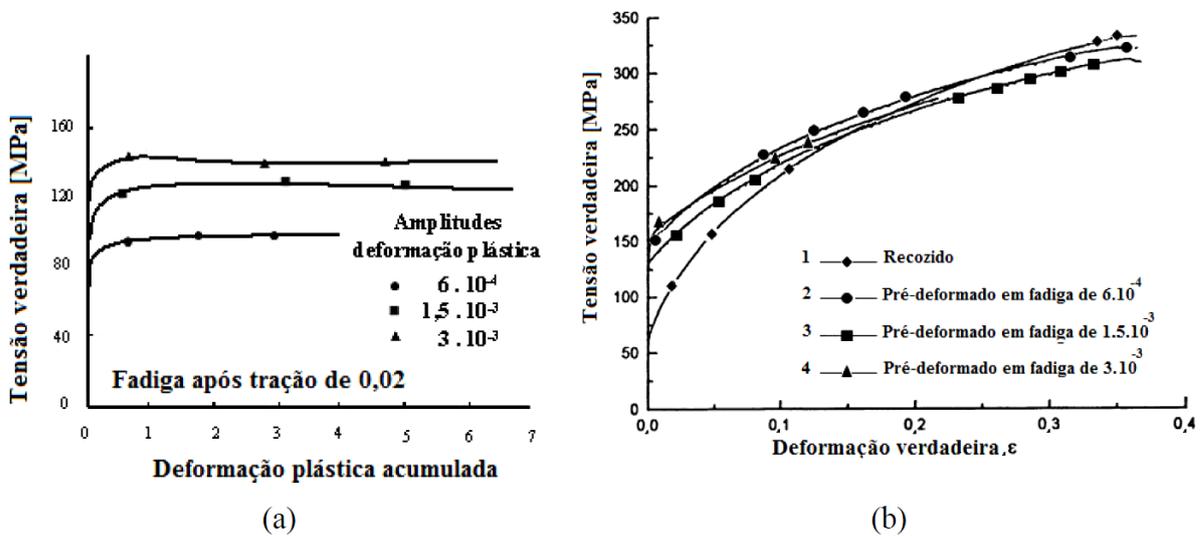
O comportamento mecânico de materiais estruturais sobre diferentes tipos de cargas cíclicas foram investigados como experimentos anteriores em ensaios de tração e compressão em diversos materiais, onde foi observado que a aplicação de esforços cíclicos poderia endurecer ou amaciar os mesmos, removendo ou minimizando os efeitos de deformações anteriores. Os resultados tem dependência principal do estado inicial de encruamento da amostra em que o metal pré-deformado amacia, enquanto o contrário é verificado para a amostra recozida. Outro fator dependente é a amplitude de deformação cíclica considerada (CORREA, 2004, p.24 apud: COFFIN e TAVERNELLI p. 794-807, 1959). Posteriormente foram realizados mais estudos para materiais sob tensões cíclicas não proporcionais que também demonstraram uma dureza adicional em comparação com a dureza observada em direção de cargas proporcionais. Isto ocorre devido a um alto número de sistemas de deslizamento ativados pelas cargas não proporcionais (DOONG e SOCIE, 1991).

Jia e Fernandes (2003) estudaram situações com mudança dos ângulos de carregamento sucessivos de tração e de fadiga em 0° e 45° . Com mudança severa no ângulo de aplicação da tensão (com valor de " $\alpha \approx 0$ ") e com mudança pouco severa (com valor de " $\alpha \approx 1$ ").

Quando pré-deformado em tração de 0,02, foi verificado que a resistência ao escoamento do cobre no recarregamento aumenta com o valor da amplitude de deformação plástica em fadiga, conforme visto na figura 2.7.

Na sequência tração/fadiga, valores de pré-deformação em tração menores ou iguais a 0,05 não afetaram a subestrutura de discordâncias formada no processo de fadiga subsequente.

Figura 2.7 – Gráficos de tensão verdadeira x deformação plástica e tensão verdadeira x deformação verdadeira, respectivamente.



(a) sequência tração / fadiga; (b) sequência fadiga / tração com ângulo " α " ≈ 0 para ambas situações.

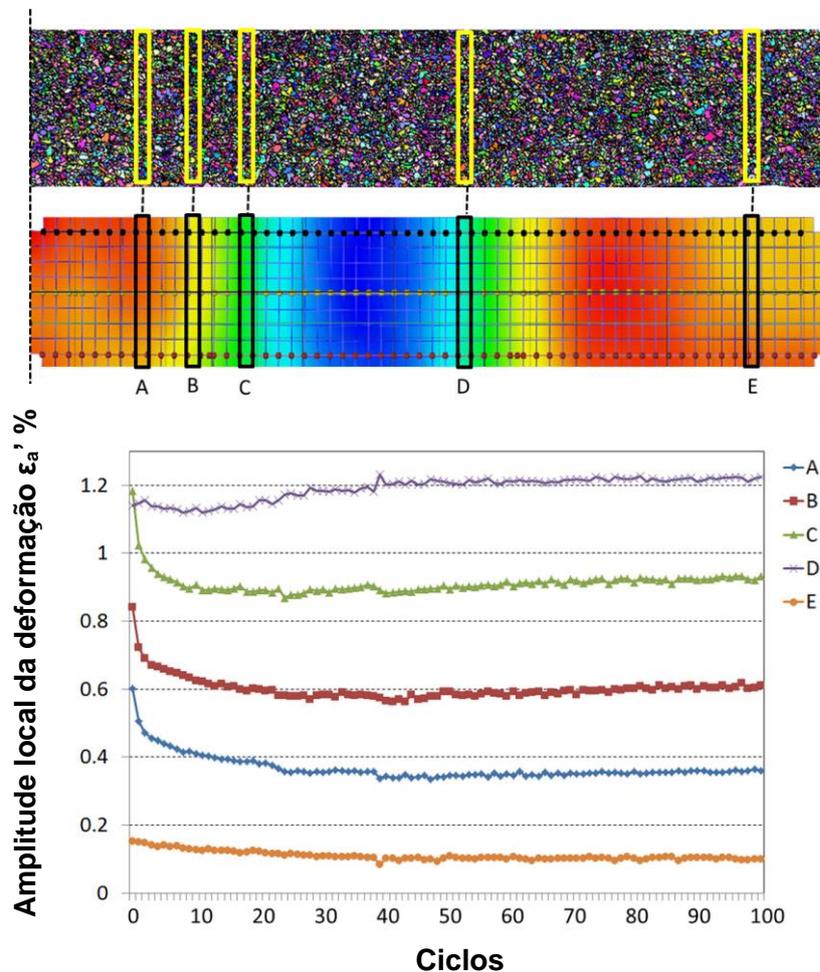
Fonte: (JIA e FERNANDES, 2003).

A deformação cíclica é muito sensível a uma grande quantidade de parâmetros como a temperatura, amplitude de deformação, orientação e condições de carga.

Nellessen et al (2015) estudaram a distribuição da deformação local ao longo da dimensão da amostra e a amplitude das curvas de deformação local correspondente a diferentes regiões ao longo dos eixos de carregamento após 100 ciclos conforme mostrado na figura 2.8. Os resultados mostram que a média de deformação global não é consistente com a amplitude local da deformação. Assim a amplitude de deformação local não é homogênea ao longo do eixo da amostra. Especificamente a

curva para a menor amplitude local (região E) diminui constantemente até aproximadamente 40 ciclos e aí permanece quase constante, indicando que aquela região continua com o estágio de dureza local. Para regiões intermediárias (A, B e C) o estágio de dureza local é completado antes e acontecem de 20 a 25 ciclos e então permanece quase constante. Na região C a dureza local é completada após 15 a 20 ciclos seguido de uma amaciamento local. Na região D o amaciamento local inicia-se após 10 ciclos.

Figura 2.8 – Fotografia Correlação de imagem digital (DIC) mostrando a distribuição da deformação heterogênea ao longo do eixo da amostra e as curvas de deformação local correspondentes para diferentes regiões após 100 ciclos.



Fonte: (NELLESSON, 2015) modificado.

Devido à diferença de orientação cristalográfica alguns grãos são mais favorecidos na orientação pelo deslizamento das discordâncias do que outros. Conseqüentemente a deformação plástica localizada dá lugar à concentração de tensões e gradientes de deformações ocorrem (NELLESSEN et al, 2015).

2.2.2 Aspectos metalúrgicos

Fenômenos relacionados com o efeito do modo de deformação dos aços inoxidáveis, conforme relatado anteriormente em termos de encruamento em diversos tipos de carregamentos e a influência no sentido de deformação modificam, também, as características metalúrgicas dos materiais tais como o tamanho do grão do material, textura, dentre outros.

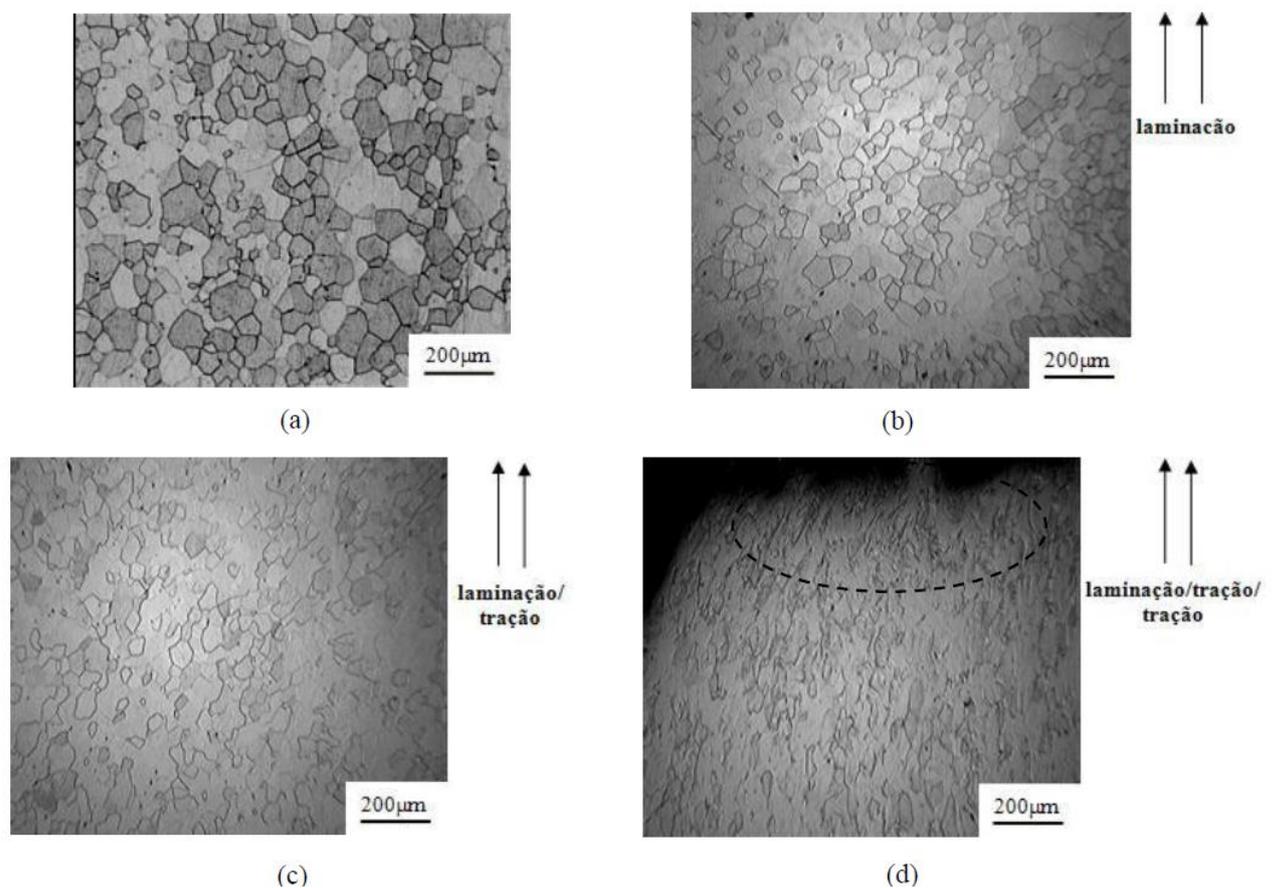
Corrêa (2004), estudou a influência de esforços cíclicos no comportamento de dureza de barras de aço inoxidável AISI 304 em múltiplos passes de trefilação. Em aços de baixo carbono, ocorre o aparecimento de intensos deslizamentos transversais durante a deformação plástica, que leva ao desenvolvimento de uma microestrutura celular bem definida, típico de materiais em que a recuperação dinâmica dos processos ocorre. A deformação induzida pela formação martensítica é o fenômeno predominante na estrutura do aço inoxidável AISI 304 durante os esforços de deformação plástica a frio.

Matos et al., (2011) estudaram características microestruturais do aço AISI 409 após aplicação de esforços mecânicos de compressão-cisalhamento (laminação a frio) e de tração uniaxial com e sem a aplicação de tratamento térmico de recozimento intermediário. Foi verificado uma brusca variação no encruamento deste aço durante as mudanças da trajetória de deformação da rota laminação 6% / tração 6% / tração 135°, ocasionando a redução significativa da ductilidade desse material. Foi verificado também que o tratamento de recozimento anterior a testes de tração reduziu a tensão de fluxo em 190 MPa.

Após tais processamentos, verificou-se suave orientação dos grãos após a pré-deformação em laminação a frio de 0,06 (figura 2.9(b)), que manteve praticamente o mesmo aspecto após a subsequente tração do material laminado (figura 2.9(c)). Em

uma amostra que ocorreu a fratura prematura, foi apresentada seu alongamento localizado próximo à fratura e a presença de linhas paralelas no interior dos grãos próximos à fratura (figura 2.9(d)). Tais linhas foram associadas à presença da maclas de recozimento, à existência de microbandas de cisalhamento (linhas paralelas que cortam os grãos, promovendo o amaciamento contínuo de um material) e às linhas de deslizamento, que indicam o deslizamento de planos atômicos decorrente do esforço mecânico necessário à deformação plástica do material.

Figura 2.9 – Microestrutura aço inoxidável AISI 409.



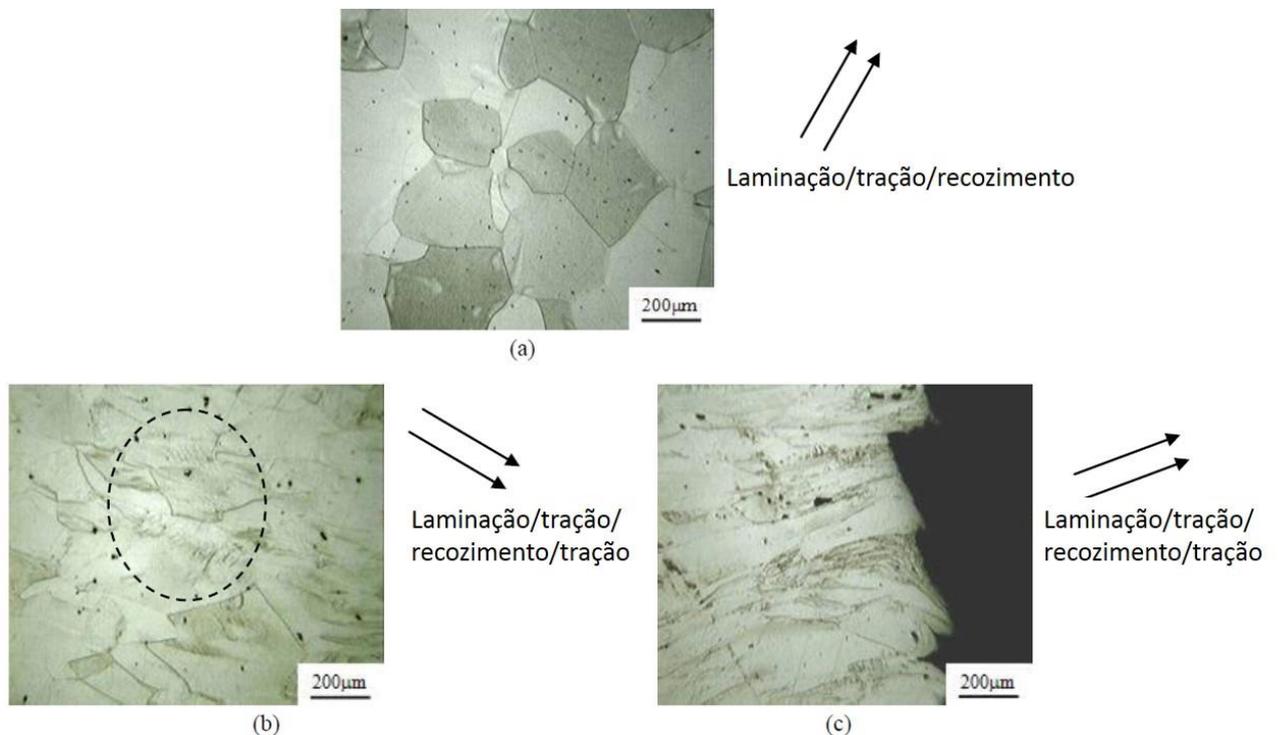
(a) estado como recebido, (b) após laminação de 0,06, (c) após laminação de tração 0,06 e (d) região da fratura após conclusão da rota laminação6%/tração6%/tração135°.

Fonte: (MATOS et al., 2011).

As linhas de deslizamento são iniciadas em pontos de concentração de tensão que iniciam o processo de deformação plástica do material. Com o aumento da deformação essas linhas tendem a se espalhar por toda a estrutura do material (MATOS et al. 2011).

A mudança do comportamento mecânico após recozimento pode ser investigada com a apresentação de fotomicrografias do AISI 409 mostradas na figura 2.10 a seguir.

Figura 2.10 - Fotomicrografias do aço inoxidável AISI 409, microscópio óptico, ataque com reativo químico Vilella:



(a) laminado 6% / tracionado 6% / recozido 1000°C / 35min, (b) laminado 6% / tracionado 6% / recozido 1000°C / 35min / tracionado 135° e (c) laminado 6% / tracionado 6% / recozido 1000°C / 35min / tracionado 135° na região da fratura do corpo de prova de tração.

Fonte: (MATOS et al, 2011) modificado.

Foi observado o aumento dos grãos após a realização do tratamento térmico de recozimento de 57 µm para 196 µm, porém após a realização de ensaios de tração,

este tamanho foi reduzido para 179 μm . A tendência da redução do tamanho do grão pode ser associada, também, à queda de ductilidade na condição de solicitação mecânica sem o tratamento térmico de recozimento.

2.2.3 Orientação cristalográfica

A orientação cristalográfica se refere à forma como os planos atômicos em um volume do cristal são posicionados com relação a um centro de referência. (ENGLER, 2010). Esta característica se aplica a todos os sólidos que possuem estrutura cristalina. Quase todos os materiais possuem estrutura policristalina e seus componentes unitários são referidos como cristais ou grãos.

Os grãos policristalinos podem possuir orientações estáveis (quando deformados de maneira homogênea) ou grãos instáveis (quando os grãos sofrem sucessivas rotações quando os grãos possuem certas orientações menos favoráveis). O processo de rotação dos grãos leva à formação da textura de deformação. A textura em metais C.C.C. laminados a frio pode ser representada pela textura da chapa representada pelo índice de Miller com o plano (hkl) paralela ao plano da superfície da chapa laminada e a direção [uvw] paralela à direção de laminação (SIQUEIRA, 2010).

A distribuição de grãos em um material policristalino, são raramente distribuídos de maneira aleatória, ou seja, na maioria dos materiais há um padrão nas orientações que é conhecido como orientação preferencial. Essa orientação preferencial tem grande influência nas propriedades dos materiais como o módulo de Young, o coeficiente de Poisson, resistência mecânica, ductilidade, permeabilidade magnética, condutividade elétrica e expansão térmica (ENGLER, 2010).

Duas formas são muito utilizadas para determinação da textura cristalográfica de material policristalinos, a análise pela difração de raios-x e EBSD.

2.2.3.1 Orientação cristalográfica e estampagem de chapas

Sabe-se que a deformação plástica a qual o material é submetido em seu processo de fabricação faz com que seus grãos adquiram uma orientação preferencial e a

natureza e intensidade da textura são determinados pelo modo de deformação e simetria do cristal (BODIN, 2002).

Sua textura é o resultado do processamento ao qual o material foi submetido e sua morfologia tem relação com os parâmetros do processo como temperatura final de acabamento, temperatura de laminação a quente e a frio, grau de deformação e etc. (SARDINHA, 2012).

Em materiais C.C.C., com o objetivo de se obter elevados valores de anisotropia, para se atingir propriedades ideais de estampagem, objetiva-se desenvolver uma forte textura de fibra $\{111\} \langle uvw \rangle$. Essa textura é caracterizada por grãos orientados preferencialmente com seus planos $\{111\}$ paralelos a superfície da chapa. Porém, após a laminação também costumam estar presentes os componentes indesejáveis do tipo $\{hkl\} \langle 110 \rangle$. As texturas mais importantes para materiais C.C.C. são as fibras α e γ que são as fibras mais características na laminação, além da fibra ϵ e recristalização (WHITELEY e DIETER; in SARDINHA, 2012) que serão descritas a seguir:

A fibra α corresponde a todas as orientações com seu eixo $\langle 110 \rangle$ paralelo à direção de laminação. A fibra α tem as coordenadas $\varphi_1 = 0^\circ$, $\varphi_2 = 45^\circ$, e $\Phi_3 = 90^\circ$. A fibra γ é formada por todas as orientações que contenham o plano $\{111\}$ paralelo ao plano da chapa, conhecida também por fibra $\{111\}$ e contém todos os componentes importantes de orientação de laminação a frio e recristalização. As coordenadas no espaço de Euler são $\varphi_1 = 0^\circ \dots 90^\circ$, $\varphi_2 = 45^\circ$ e $\Phi = 54,7^\circ$. A fibra ϵ contém componentes de sua orientação preferencial provenientes do cisalhamento quando há deformação não homogênea. As coordenadas no espaço de Euler são $\varphi_1 = 90^\circ$, $\varphi_2 = 45^\circ$ e $\Phi = 0^\circ \dots 90^\circ$ (SARDINHA, 2012).

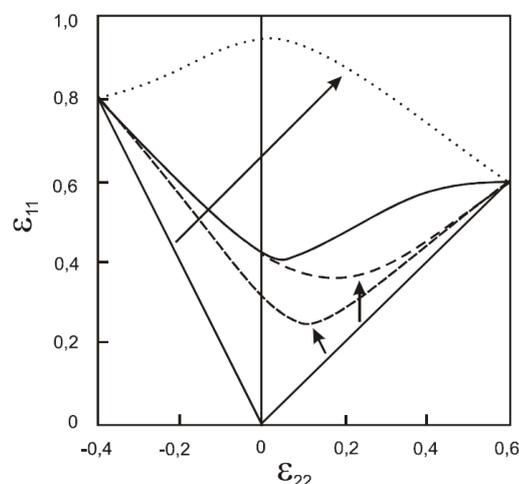
2.2.3.2 Orientação cristalográfica e mudança no modo de deformação

Conforme descrito anteriormente, o comportamento mecânico depende da relação do estado tensão/deformação em nível macroscópico e microscópico pois as fronteiras dos grãos, por exemplo, constituem obstáculos dificilmente transponíveis para as discordâncias móveis e com o aumento do valor de deformação, a

densidade de discordâncias no interior do material tende a aumentar também alterando o comportamento mecânico do material. Outro fator, com grande influência no comportamento plástico dos policristais assim como sua evolução, visto anteriormente é a textura cristalográfica.

Durante operações de conformação mecânica, os materiais são geralmente submetidos a trajetórias de deformação que diferem dos ensaios usuais em que são submetidos em laboratórios (como o ensaio de tração) com o propósito de obter as características mecânicas do material. Todos os materiais metálicos apresentam, para uma dada alteração da trajetória de deformação, uma tendência de diminuição no comportamento quanto à deformação plástica. Para análise dos efeitos produzidos pela alteração da trajetória de deformação, geralmente envolvem ensaios sequenciais onde após uma pré-deformação, o material é submetido a uma nova solicitação, desta vez em uma trajetória diferente da primeira. Esta sequência de solicitações gera um diagrama denominado diagrama limite de estampagem que é bastante utilizada nas indústrias pelo fato de evidenciar as relações entre as deformações macroscópicas máxima (ϵ_{11}) e mínima (ϵ_{22}) no plano da chapa, após o valor máximo de deformação, ocorre a estricção localizada do aço em dada trajetória de solicitação conforme figura 2.11 a seguir (LOPES, A. 2001).

Figura 2.11 – Curvas limites de estampagem em trajetórias simples (linhas contínuas) e complexas (linhas tracejadas) em uma amostra de chapa de aço.



Fonte: (LOPES, A. 2001).

2.2.4 Taxa de deformação

O aumento na taxa de deformação tem o objetivo de avaliar a influência da velocidade da sollicitação nas propriedades mecânicas dos materiais. Porém é importante relacionar na região plástica em que ocorre mudança de taxa de deformação, a tensão de escoamento efetiva (σ_e) e a deformação efetiva (ϵ) que pode ser descrita buscando atingir os pontos ótimos de conformação e em tempo real, utilizando realimentação com conhecimento do expoente de velocidade, ou expoente de sensibilidade à mudança da taxa de deformação m . Este expoente mostra a intensidade da mudança da taxa de deformação e o impacto que acarreta no material. Assim valores de m maiores indicam que para aquela condição de carregamento, a sensibilidade da tensão, ou seja, da resistência mecânica, de um determinado material foi maior (MARINHO, 2011).

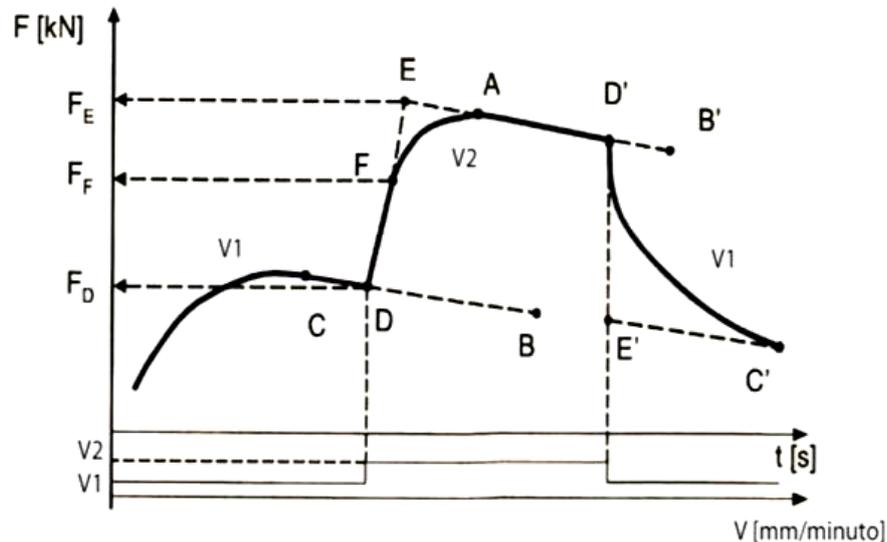
O método mais conhecido para determinação deste expoente é o *Backofen-Step-Change-Method*, que calcula o valor de m através de saltos de velocidade. Os dados são mais frequentemente usados para traçar a região da curva entre $\ln \sigma - \ln \epsilon$ (MARINHO, 2011).

A equação 2.1 mostra o método para determinação do valor de coeficiente de sensibilidade a taxa de deformação.

Existem dois métodos para determinação do valor do expoente de velocidade m , porém o método que conduz a valores mais precisos em ensaios de tração é o descrito pela equação 2.1, que o valor da força F_F é adquirida pelo ponto F mostrada na figura 2.12 que segue.

$$m = \frac{\ln\left(\frac{F_F}{F_D}\right)}{\ln\left(\frac{V_2}{V_1}\right)} \quad (2.1)$$

Figura 2.12 - Dados a serem utilizados para determinação do valor do expoente de velocidade m .



Fonte: (Marinho, 2011).

2.3 Ensaios de cisalhamento

Com o objetivo de realizar ensaios que expressem de maneira mais realista os esforços aos quais os materiais são solicitados durante o seu processamento, torna-se necessário avaliar a interferência do valor de pré-deformação, a direção de solicitação e o tipo e estado do material pela técnica de ensaio de cisalhamento planar.

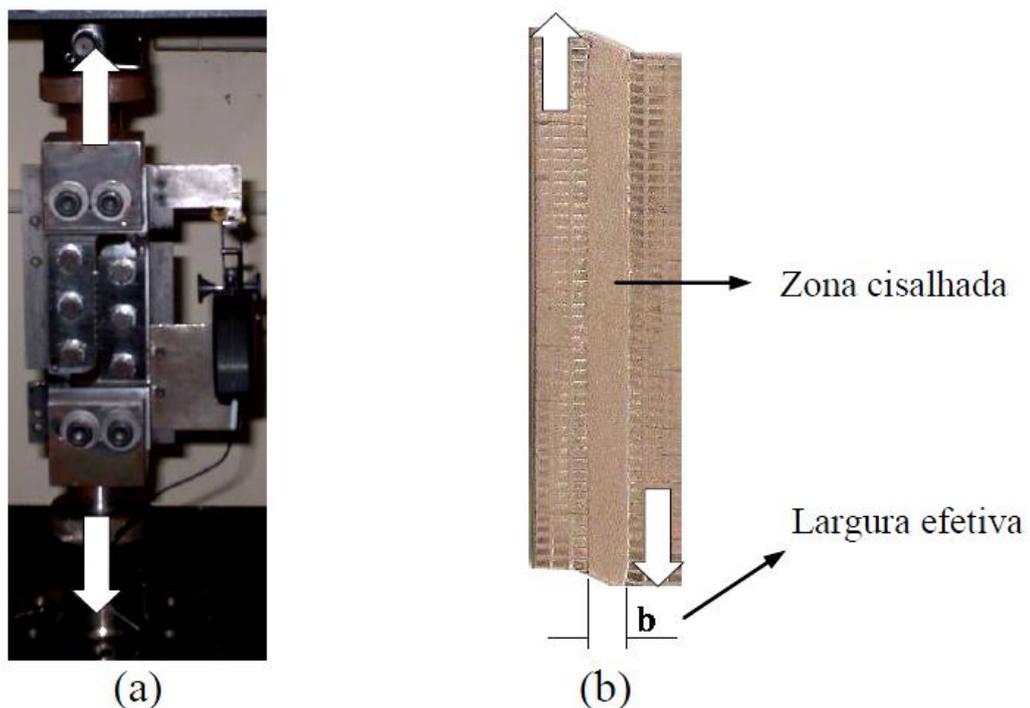
Muitos estudos tem provado a eficiência deste ensaio como em Rauch (1998), Lopes, W. (2009) e Zang (2011). “Esse ensaio consiste em basicamente em duas partes rígidas sujeitas a movimento paralelo” (BOUVIER, et al. 2005).

A técnica de cisalhamento possibilita a execução de grande variedade de sequências de carregamento, como carregamentos monotônicos, sequência reversa (teste Bauschinger), assim somente é necessário a troca do equipamento utilizado para o teste e então ocorre apenas a inversão do sentido de deformação do dispositivo de cisalhamento e sequência ortogonal de forma que as forças de cisalhamento se equilibram (LOPES, W. 2009)

A figura 2.13 mostra as duas partes rígidas do equipamento que está sujeito a um movimento paralelo de cargas opostas.

Apesar dos resultados do ensaio de tração uniaxial fornecer várias informações, o ensaio de cisalhamento possui algumas vantagens sobre este ensaio, pois permite a realização de ensaios com grandes percentuais de deformação, sem que ocorra uma deformação localizada (estricção), o que pode ocasionar problemas na interpretação dos resultados. Outra vantagem é a geometria dos corpos de prova que são de simples confecção e é considerado um método eficaz para avaliar o efeito Bauschinger, devido a facilidade de efetuar testes com carga reversa (RAUCH, 1998).

Figura 2.13 – Fixação do corpo de prova para o ensaio de cisalhamento simples.

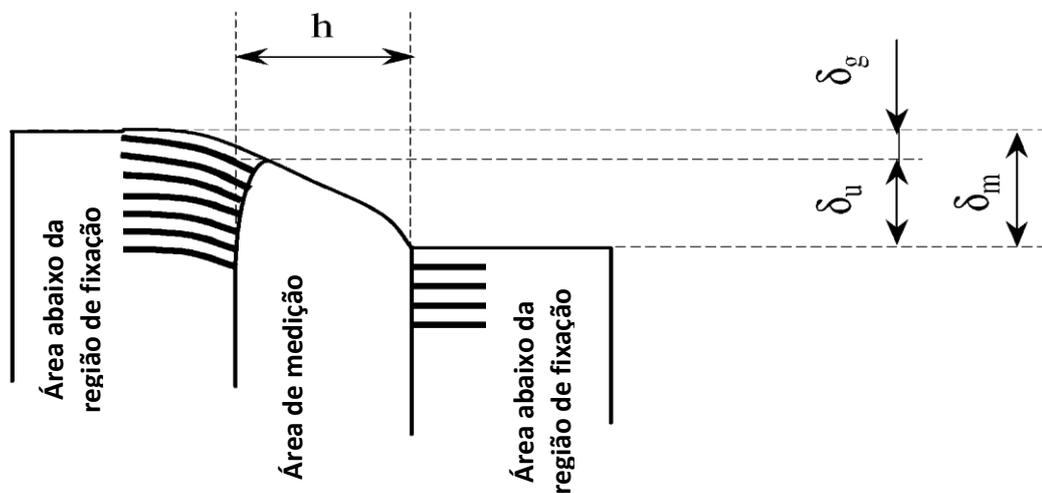


(a) Representação das forças opostas e tangenciais à zona deformada na garra de cisalhamento. (b) Sentido de aplicação dos esforços em um corpo de prova ensaiado.

Fonte: (LOPES, W. 2009).

Como desvantagens, pode-se citar o método proposto para computar a tensão de cisalhamento média que é preciso somente se as forças de fricção que ocorrem entre a peça e a garra forem desprezíveis e a tensão cisalhante sendo homogênea na amostra. Outro problema é que sobre efeito da força “F” imposta, parte da área da amostra que está sob as garras tem a tendência de se deformar como mostra a Figura 2.14 (BOUVIER, et al. 2005)

Figura 2.14 – Composição aditiva relativa à posição das garras δ_m , na deformação efetiva δ_u e o movimento de deslizamento abaixo das garras δ_g .



Fonte: (BOUVIER, et al. 2005) adaptado.

Independente da robustez do equipamento, assim como no ensaio de tração convencional, este será também submetido a alguma deformação durante o ensaio de cisalhamento. Ademais, usando o ensaio com cargas alternadas com longa amplitude de carga, a deformação do material entre os dentes e a garra podem contribuir para o deslocamento das garras. Assim é indicado medir a deformação cisalhante local usando uma técnica óptica. (BOUVIER, et al. 2005)

O ensaio de cisalhamento simples é um método eficiente para avaliar o papel das texturas iniciais e induzidas na curva tensão em função da deformação pois este ensaio reproduz grande quantidade de deformação homogênea quanto rotações. Este ensaio possibilitou o conhecimento da evolução da textura cristalográfica e da

microestrutura no comportamento de encruamento em aços baixo carbono (RAUCH, 1992).

A sequência ortogonal é caracterizada pela alta severidade decorrente da mudança de trajetória de deformação que consiste em pré-deformar o material em tração para em seguida, cisalhá-lo no mesmo direção da tração. É possível avaliar a influência da trajetória de deformação no comportamento mecânico do material devido à formação de regiões com uma localização microscópica da deformação (microbandas) (LOPES, W. 2009).

A análise da deformação após o ensaio de cisalhamento simples revelam heterogeneidades locais na distribuição da deformação conforme demonstrado anteriormente. Isto se explica pelo fato dos componentes de cisalhamento atuando nas margens livres são iguais a zero e são envolvidas por valores diferentes de zero correspondendo ao estado simples de cisalhamento de uma amostra infinita nas regiões que envolvem a margem livre. (BOUVIER, et al. 2005)

Se a falta de homogeneidade na distribuição da tensão de cisalhamento for abandonada, a tensão de cisalhamento pode ser avaliada dividindo a carga de cisalhamento obtida pela constante área da seção transversal da amostra. Entretanto a tensão média de cisalhamento é dada pela força dividida pela área transversal da amostra como no ensaio de tensão uniaxial. Com o objetivo de estimar o erro aproximado com a tensão de cisalhamento na parte homogênea da amostra, a tensão de cisalhamento média pode ser verificada pela fórmula (2.3):

$$r_{\text{cisalhamento}} = \frac{\tau_{\text{média}}}{\tau_{\text{centro}}} \quad (2.3)$$

Sendo $r_{\text{cisalhamento}}$ a razão da tensão de cisalhamento que representa a razão entre a tensão de cisalhamento média e a tensão de cisalhamento no centro da peça.

A medição precisa de grandes deformações requer uma verificação cuidadosa da deformação homogênea e a medição da distribuição de deformação (BOUVIER, et al. 2005).

2.4 Estampagem

A estampagem pode ser definida como um conjunto de operações de conformação mecânica (corte, furação, dobramento e repuxo) realizadas na região plástica de deformação dos materiais, que transforma chapas finas em peças com formato côncavo o que causa alterações nas propriedades mecânicas das peças devido às alterações microestruturais sofridas nesse processo. A chapa metálica é colocada sobre uma matriz com a forma desejada, em seguida prensada para dentro da matriz por um punção causando uma deformação permanente na chapa. A estampagem em aços inoxidáveis é similar à dos aços carbono, porém pequenas adaptações no processo são requeridas devido em função da diferença das propriedades mecânicas dos materiais envolvidos (SMITH, 2013).

Os aços inoxidáveis ferríticos requerem um bom desempenho em operações de estampagem, pois comparados com aços inoxidáveis autênticos, os aços inoxidáveis ferríticos apresentam maior limite de escoamento, baixo coeficiente de encruamento e menor ductilidade. Assim os aços inoxidáveis ferríticos são menos adequados para aplicações de conformação a frio, pois os carbonitretos de nióbio afetam o processo de recuperação e recristalização do aço (FERREIRA, et al.2014).

2.4.1 Dobramento

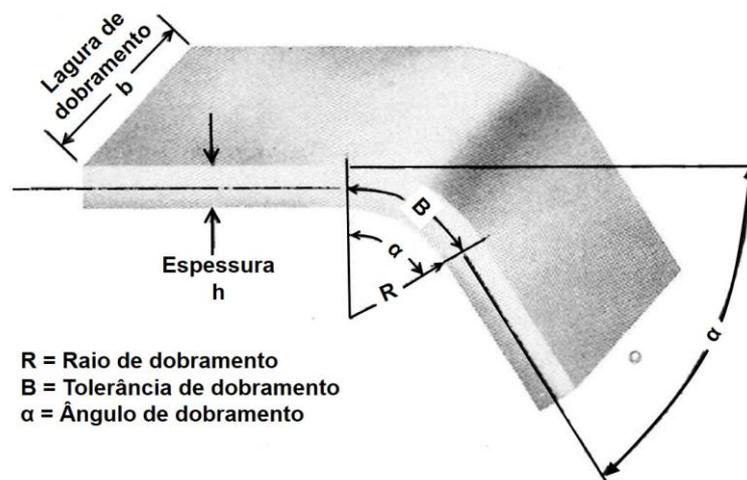
“O dobramento é uma das operações mais importantes de estampagem de chapas, representando uma etapa isolada de processamento do material ou uma das etapas de deformação plástica em outros processos de conformação mecânica.” (SALES, 2013). Porém nesse processo ocorrem várias irregularidades como a formação de trincas e o fenômeno de recuperação elástica.

O dobramento é o tipo mais comum de operação de estampagem de chapas em que segmentos retos do corpo plano (chapa) são transformados em curvos com o auxílio de ferramentas (DIETER, 1981).

A figura 2.19 apresenta alguns termos utilizados nesse processo, o raio de dobramento “R” é definido pelo raio de curvatura da superfície interna de

dobramento. A linha neutra, linha onde as tensões trativas e compressivas se anulam, se desloca em função da deformação do material no sentido da superfície. A deformação plástica é proporcional à deformação a qual a peça é solicitada. Quando isso ocorre, as fibras da superfície externa se deformam mais que as fibras da superfície interna, assim uma fibra que se encontra na metade da espessura não estará neutra, neste caso estará estendida e neste caso ocorre a diminuição da sua espessura para que o seu volume seja mantido. Quanto menor o raio de curvatura, maior será a diminuição da espessura, conforme figura 2.15 (DIETER, 1981).

Figura 2.15 – Termos empregados no dobramento.



Fonte: (DIETER, 1981) adaptado.

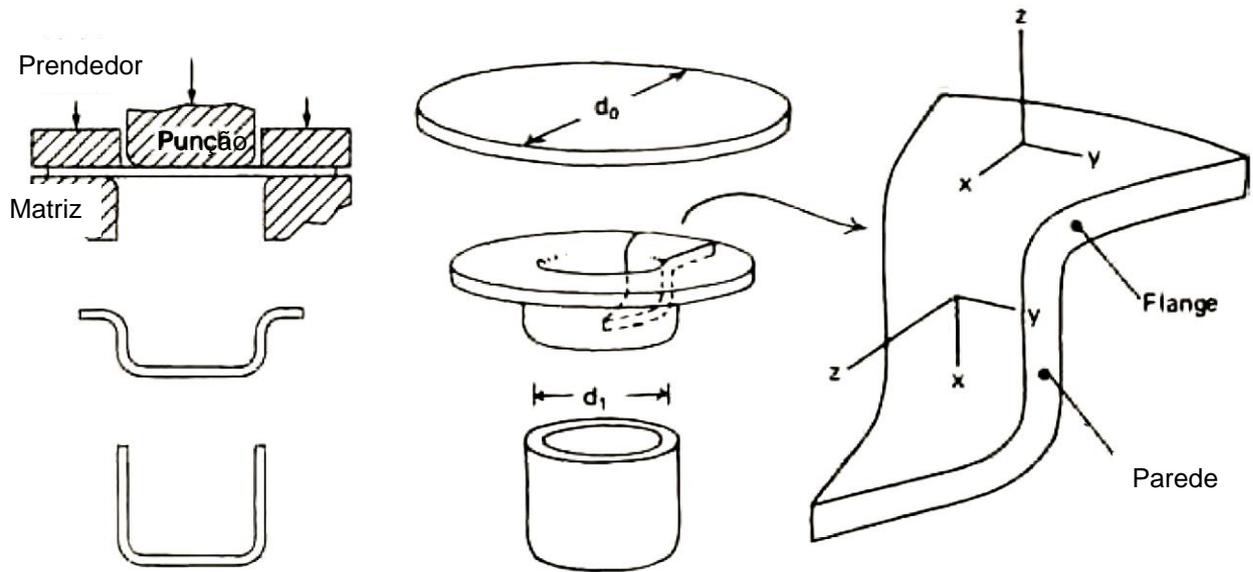
No dobramento deve-se levar em consideração o raio de curvatura da peça e a elasticidade do material, assim como evitar cantos vivos pois estes podem gerar falhas durante o dobramento. O produto do dobramento pode ser adquirido com uma ou quantas operações forem necessárias de forma progressiva ou em operações individuais.

2.4.2 Estampagem profunda

“A estampagem profunda, ou embutimento, é o processo de conformação utilizado para modelar chapas planas em peças com formatos tais como: pias, paralamas de automóveis, portas, recipientes, etc.” (DIETER, 1981). O punção deforma a chapa

em direção a uma cavidade da matriz. Neste processo de deformação, a região que ocorre a maior redução é o raio do punção, na parede e flange também ocorre apreciável deformação, conforme visto na figura 2.16.

Figura 2.16 – Estampagem profunda de um copo cilíndrico.



Fonte: (HOSFORD, 2011) Traduzido.

Podem ser observadas duas regiões importantes, o flange em que a maioria das deformações ocorrem, e a parede que suporta a maior parte da força necessária para causar a deformação (HOSFORD, 2011).

No processo de estampagem profunda o material é submetido a três etapas principais responsáveis pela diminuição da espessura do material, sendo o principal deles, o raio da matriz, seguido da força do prensa chapa e do coeficiente de atrito (BAÚ, 2015).

Porém durante o processo de estampagem profunda é preciso se atentar a possíveis defeitos na peça que se originam de defeitos preexistentes na chapa, de defeitos no projeto, defeitos de construção e conservação da ferramenta. Tayer (2011) cita como exemplos de principais defeitos as pregas (gretas transversais no corpo), furos alongados (poros finos na chapa ou corpos estranhos duros que penetram durante a

estampagem), diferenças de espessura da chapa, desprendimento do fundo, trincas no fundo, forma abaulada (folga de embutimento demasiadamente larga), estrias de embutimento (desgaste da ferramenta e da matriz oxidada), relevos unilaterais nas rupturas de fundo (posição excêntrica do punção), formação de pregas e trincas na aba e ampolas no fundo (má aeração).

2.4.3 Variáveis que afetam a estampabilidade

As propriedades dos materiais são amplamente modificadas devido ao processo (mecânico ou térmico) que o material é submetido antes de se tornar um produto final para consumo. Estes processos têm grande influência em aspectos como o encruamento, a anisotropia, propriedades metalúrgicas (como o tamanho do grão), textura, dentre outros.

Como um aspecto de grande importância para este estudo, existem três fatores que influenciam na anisotropia dos materiais ocorrem em chapas em seu processo de fabricação, sendo eles: tensões internas, linhas de segregação e textura cristalográfica que podem ser do tipo planar (quando a anisotropia ocorre no plano da chapa) ou normal (quando a anisotropia ocorre na direção da espessura da chapa) estes dois fatores são usados para medir o grau de estampabilidade da chapa (OLIVEIRA, 2010).

O desenvolvimento de uma forte textura vai levar a características mecânicas de dependência de orientação. Já a estrutura intergranular, a interação entre as discordâncias dependem do vetor de Burgers, assim como a direção de deslizamento.

Dependendo da direção ao qual o material é solicitado, a anisotropia pode favorecê-lo, aumentando a sua resistência em solicitações ortogonais à chapa ou pode prejudicá-lo resultando no orelhamento da borda ou afinamento das regiões laterais adjacentes ao fundo do copo. O grau de anisotropia plástica está relacionada com a estrutura cristalina do material, que conforme mencionado é uma consequência da maneira como o material foi processado, como a temperatura de reaquecimento da

chapa, de bobinamento e de acabamento, o percentual de redução à frio e o ciclo de recozimento (SARDINHA, 2012).

Outro aspecto de grande influência estudado é a influência da textura cristalográfica. Duas fontes principais de anisotropia resultam do processo termo mecânico envolvido na produção da chapa de metal: textura cristalográfica e deslocação intergranular da estrutura (RAUCH, 1998).

O processamento do material que o leva a deformação plástica em materiais policristalinos conseqüentemente gera uma orientação preferencial (direção cristalográfica) no interior dos materiais. Cada grão composto no material se acomoda em complexos estados de tensão, de modo a manter a conectividade dos contornos. A deformação e a simetria do cristal determinam a natureza e a intensidade da textura (BODIN, 2002).

Ao ser submetido a um processo de conformação mecânica, o material é submetido a esforços em várias direções ao mesmo tempo. Com a formação de uma direção cristalográfica preferencial, o material terá uma tendência a falhar em determinadas regiões, assim certos materiais são mais susceptíveis à sofrerem rupturas durante o processo de fabricação do que outros.

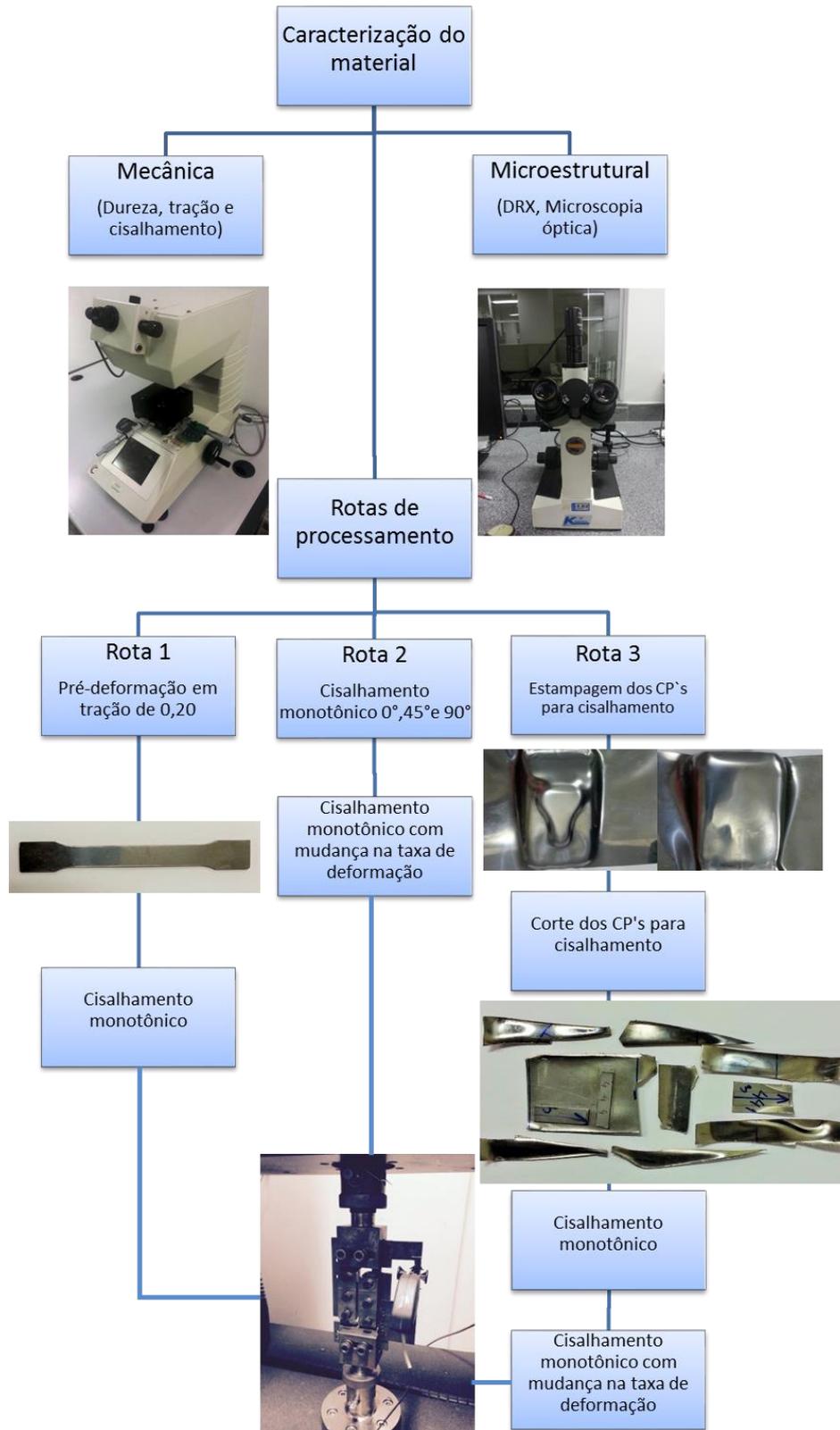
3. MATERIAIS E MÉTODOS

Este projeto de pesquisa apresenta o estudo do comportamento mecânico dos aços inoxidáveis ferríticos AISI 430 e AISI 441 na condição como recebido (laminado a frio) após mudanças sucessivas no caminho de deformação e após processamento mecânico de estampagem. Os aços foram fornecidos como doação pela *Aperam South America*, com espessura média igual a 1,2 mm e 1,0 mm, respectivamente.

A escolha desses aços ocorreu devido ao intuito de investigar suas propriedades mecânicas, sendo o AISI 430 estabilizado ao nióbio estudado recentemente com melhoria na estampabilidade, alto brilho e sem estiramento, características não existentes no aço AISI 430 padrão, conforme descrito em OLIVEIRA, et al. (2013), assim se torna necessário a comparação com um aço padrão que possui boas características de estampabilidade e estiramento, assim como boas características mecânicas. Além de possuírem características distintas, sendo que o aço AISI 441 exibe propriedades mecânicas e de estampabilidade ligeiramente superiores e ainda uma aparência fosca em relação ao aço AISI 430, como atestado pelo fabricante, e também pelo fato de ambos possuírem aplicações semelhantes na linha branca, em aplicações domésticas (APERAM, 2014). Contudo, o aço AISI 430 possui um melhor aspecto visual, o que o torna mais atraente em aplicações da Linha Branca e na construção civil.

No fluxograma da figura 3.1 é mostrado o fluxograma experimental utilizado para determinar a sequência de atividades realizadas durante a pesquisa.

Figura 3.1 – Fluxograma experimental para ensaios dos aços AISI 430 e AISI 441.



Fonte: O próprio autor.

Inicialmente foram realizados ensaios mecânicos com o propósito de avaliar as características desses materiais por meio do apontamento das especificações técnicas de ambos materiais com os ensaios de tração, dureza, microscopia óptica, caracterização química e difração de raios-X. Com o objetivo de investigar a influência da mudança do modo de deformação e da influência da quantidade da pré-deformação nas propriedades no material foram realizados ensaios de cisalhamento monotônico na direção de laminação, 0°, a 45° e a 90° para posterior avaliação das características mecânicas do material. Amostras do material nas três direções foram também submetidas a mudanças na taxa de deformação nas três direções de deformação.

Após esta etapa de análises experimentais em laboratório, chapas dos materiais AISI 430 e AISI 441 foram submetidas ao processo de estampagem em estampo industrial, com o propósito de efetuar deformações em diferentes direções assim como ocorre em uma operação típica de processamento desses aços. Assim como no materiais no estado como recebido para as três direções estudadas, os corpos de prova estampados foram submetidos a mudança na taxa de deformação. O intuito de submeter os aços à mudança na taxa de deformação para as três direções é avaliar para cada estado (como recebido, com mudança na direção de aplicação da carga e após processamento de estampagem mecânica por estiramento) o comportamento do material quanto ao aumento da resistência mecânica.

O aço AISI 430 (DDQ) é classificado como aço inoxidável ferrítico e pertence à série 400 da *American Iron and Steel Institute* (AISI) possuindo composição química típica 0,2% em peso de C e 16% a 30% de Cr. A composição química deste material foi fornecida pelo fabricante conforme tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Composição química do aço inoxidável ferrítico AISI 430 (% em peso).

Elementos	C	Cr	Mn	Co	V	Si	Ti	Ni	Nb
Valores	0,0172	16,0964	0,2458	0,0204	0,0445	0,2664	0,0021	0,2378	0,342

Fonte: (APERAM, 2014).

O aço AISI 441, também pertencente à série 400 da AISI, foi fornecido com a composição conforme a tabela 3.2.

Tabela 3.2 – Composição química do aço inoxidável ferrítico AISI 441 (% em peso).

Elementos	C	Cr	Mn	Co	V	Si	Ti	Ni	Nb
Valores	0,0126	17,505	0,158	0,0197	0,0432	0,599	0,1417	0,2185	0,3902

Fonte: (APERAM, 2014)

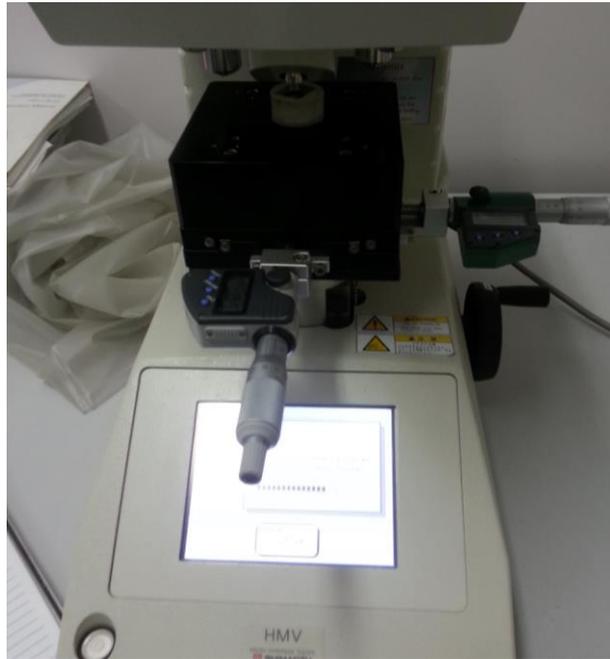
3.1 Caracterização mecânica e estrutural

O objetivo da caracterização mecânica consistiu em avaliar as principais propriedades mecânicas, tais como: limite de escoamento, limite de resistência à tração e alongamento uniforme, sendo essas propriedades avaliadas com a utilização de duas amostras para cada material e objetivo (caracterização mecânica e mudança da trajetória de deformação).

3.1.1 Ensaio de dureza Vickers

Ensaio de tração foram conduzidos até a ruptura do aço inoxidável para avaliação dos parâmetros de resistência mecânica (tensão limite de escoamento e tensão limite de resistência à tração) e de ductilidade (alongamento uniforme) no estado como recebido assim como após os ensaios monotônicos de cisalhamento. A caracterização mecânica foi concluída com ensaio de dureza Vickers por meio do uso de um microdurômetro Shimadzu apresentado na figura 3.2, modelo HMV com uma carga de 300 gf durante 15 segundos.

Figura 3.2 – Durômetro utilizado para realizar as medições de dureza HV (Vickers).



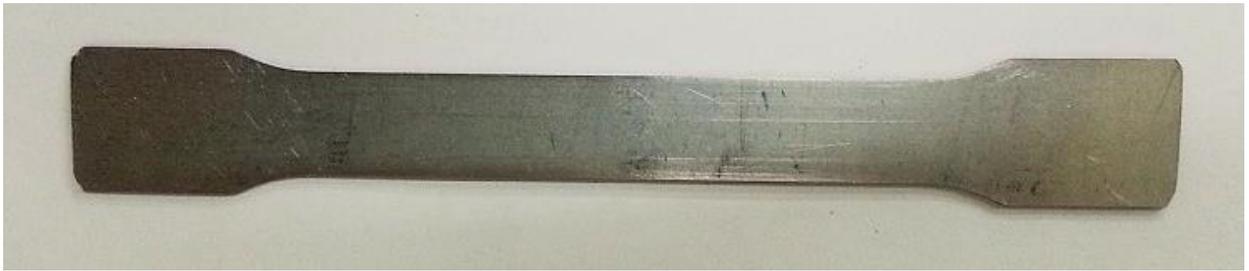
Fonte: O próprio autor.

3.1.2 Ensaio de tração uniaxial

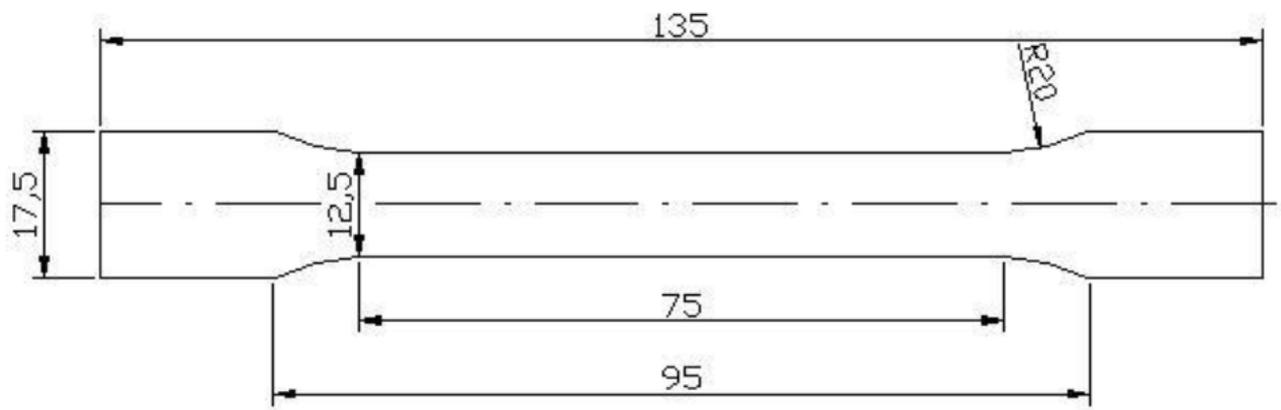
O modelo dos corpos de prova de tração uniaxial foram confeccionados pela técnica de eletroerosão no SENAI de Itaúna de acordo com a norma ISO 50, no sentido de laminação das chapas cisalhadas em guilhotina modelo Newton, para caracterização mecânica.

As dimensões dos corpos de prova normalizados foram de 135 mm x 17,5 mm x espessura da chapa conforme figura 3.3 que segue. A espessura da chapa variou para cada um dos materiais conforme citado anteriormente (1,2 mm para o AISI 430 e 1,0 mm para o AISI 441).

Figura 3.3 – Corpo de prova para o ensaio de tração uniaxial.



(a)



(b)

(a) Fotografia do corpo de prova de tração. (b) Dimensões do corpo de prova.

Fonte: o próprio autor.

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina de ensaios universais Instron situada na instituição UFMG (Universidade Federal de Minas Gerais), modelo 5582, com sistema de aquisição de dados *Blue Hill 2* e extensômetro mecânico com abertura de até 25 mm ilustrada na figura 3.4.

Dois tipos de ensaios foram realizados: ensaio de tração uniaxial monotônico até a sua estricção para avaliação das suas propriedades mecânicas e pré-deformado em 20% de deformação efetiva (deformação verdadeira) para posterior cisalhamento na mesma direção do ensaio de tração, promovendo assim alteração na trajetória de deformação mediante sequência ortogonal.

Figura 3.4 – Máquina de tração Instron 5582 utilizada para realização dos ensaios de tração e cisalhamento.



Fonte: O próprio autor.

Um total de 8 corpos de prova foram confeccionados para condução dos ensaios de tração, sendo 4 amostras para o aço AISI 430 e 4 amostras para o aço AISI 441 conforme tabela 3.3.

Tabela 3.3 – Corpos de prova confeccionados para o ensaio de tração

Corpos de prova ensaio de tração / cisalhamento monotônico			
Amostra	Comprimento (mm)	Espessura (mm)	Tipo de ensaio
AISI 430 - 1	75,00	1,20	Tração monotônica
AISI 430 - 2	75,00	1,20	Tração monotônica
AISI 430 - 3	75,00	1,20	Tração 20% pré-deformação
AISI 430 - 4	75,00	1,20	Tração 20% pré-deformação
AISI 441 - 1	75,00	1,00	Tração 20% pré-deformação
AISI 441 - 2	75,00	1,00	Tração monotônica
AISI 441 - 3	75,00	1,00	Tração 20% pré-deformação
AISI 441 - 4	75,00	1,00	Tração monotônica

Fonte: o próprio autor.

Para todos os ensaios foi adotada a velocidade de 4,50 mm/min para o cabeçote da máquina e comprimento útil para os corpos de prova de 75 mm. Dessa forma utilizou-se de uma taxa de deformação inicial de $0,001 \text{ s}^{-1}$, conforme equação 3.1.

No entanto, tal valor de taxa de deformação é considerado apenas para o início do ensaio, pois com a variação do comprimento do corpo de prova, o valor desse parâmetro é alterado com o decorrer do ensaio.

$$\varepsilon = \frac{v}{60.l} \frac{[mm/min]}{[mm]} = s^{-1} \quad (3.1)$$

Onde:

v = velocidade do cabeçote da máquina de ensaios, [mm/min];

l = comprimento útil do corpo de prova, [mm];

As amostras pré-deformadas no ensaio de tração em 20% foram cortadas em uma guilhotina modelo Newton para obtenção dos corpos de prova para o ensaio de cisalhamento subsequente.

Os valores de tensão de escoamento foram obtidos traçando-se uma reta paralela à reta da região elástica com a mesma inclinação no valor de deformação convencional de 0,002 e o valor de tensão convencional no ponto de encontro do gráfico com esta reta representa o valor da tensão de escoamento.

O cálculo de resistência à tração foi realizado dividindo-se a carga máxima (N) alcançada durante o ensaio pela área inicial medida no corpo de prova (mm²).

Foi calculada a razão elástica para os materiais tracionados na direção da laminação, dividindo-se o limite de escoamento pelo limite de resistência à tração.

3.1.3 Ensaio de cisalhamento

Os ensaios de cisalhamento foram executados com uso de um dispositivo desenvolvido para a realização desse ensaio que consiste de duas garras, deslocadas do centro axial do equipamento e da amostra. As garras geram deformação do corpo de prova em sentidos opostos afim de causar o cisalhamento da mesma. O dispositivo foi montado à máquina universal de ensaios Instron 5582 e pode ser observado na figura 3.5.

Os ensaios de cisalhamento foram executados com quatro finalidades: a) para a caracterização mecânica dos dois aços inoxidáveis no estado como recebido a partir de corpos de prova cortados a 0°, 45° e a 90° da direção de laminação, b) para o subsequente carregamento mecânico de amostras pré-deformadas em tração de 20% de deformação efetiva (deformação verdadeira) a 0° DL (rota tração-cisalhamento, item 3.8.1) e c) para promover a mudança da taxa de deformação, item 3.8.2 e d) para a caracterização mecânica de amostras retiradas do material estampado, (item 3.8.3).

Os corpos de prova para o ensaio de cisalhamento no estado como recebido foram cortados com comprimento (L) aproximado de 50 mm e largura de 15 mm (w).

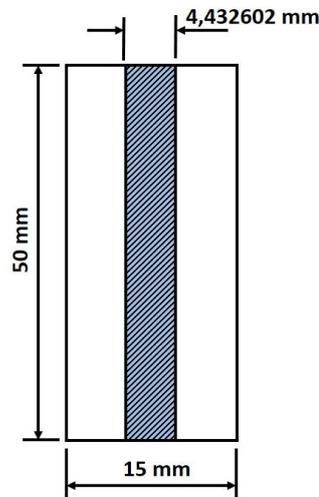
A abertura entre as garras que a chapa foi submetida ao cisalhamento (Δx) foi de 4,43 mm conforme figura 3.6.

Figura 3.5 – Garra de cisalhamento montada à máquina universal de ensaios.



Fonte: O próprio autor.

Figura 3.6 - Corpo de prova esquemático para ensaio de cisalhamento.



Fonte: o próprio autor.

Rauch (1992), recomenda uma razão de $L/\Delta x$ maior que 10 com a finalidade de assegurar resultados mais homogêneos na distribuição da tensão no corpo de prova, sendo assim foi utilizado uma razão de $50/4,432602 \text{ mm} = 11,28$.

Outro parâmetro a ser considerado é a relação entre a largura e a espessura da amostra, $\Delta x / t$, sendo recomendado um valor menor que 10. Para o aço AISI 430 esta relação foi de 3,69 e para o aço AISI 441 essa mesma relação foi de 4,432602.

Os corpos de prova de cisalhamento foram fixados à garra de cisalhamento com o uso de um torquímetro ajustado para 30 N.m e então deformados sob taxa de deformação inicial igual a $0,005 \text{ s}^{-1}$ e velocidade do ensaio de 2,445 mm/min, para posterior avaliação das suas propriedades mecânicas, conforme mostrado pela equação 3.2.

$$\varepsilon = \frac{v}{60.1,84} \frac{[mm/min]}{[mm]} = s^{-1} \quad (3.2)$$

Neste caso, como não ocorre deformação apreciável no comprimento inicial do corpo de prova considera-se que o valor da taxa de deformação manteve-se constante durante todo o ensaio.

Ainda foram realizados ensaios com mudança de taxa de deformação de $0,005 \text{ s}^{-1}$ para $0,10 \text{ s}^{-1}$ que ocorreu quando as amostras alcançaram um valor de deformação efetiva igual a 20%, representando assim uma mudança da taxa de deformação de 20 vezes.

Conforme destacado, o valor da taxa de deformação inicial aplicado para os ensaios de tração foi 5 vezes menor que a adotada nos ensaios de cisalhamento, tal fato decorre principalmente da diferença de comprimento entre os corpos de prova utilizados nos dois ensaios. Essa diferença de 5 vezes pode ser considerada como sendo desprezível, pois todos os ensaios foram conduzidos em temperatura ambiente, sendo mesmo avaliada apenas quando a magnitude de mudança da taxa de deformação foi de 20 vezes.

A deformação cisalhante γ suportada pelo corpo de prova após o ensaio é uma relação entre o deslocamento ao longo comprimento do corpo de prova (ΔL) dividido pela distância da abertura entre as garras (Δx).

As dimensões dos corpos de prova de cisalhamento foram feitas com uso de um paquímetro digital Mitutoyo, modelo Absolute, de resolução igual a 0,01 mm.

Os valores de tensão cisalhante fornecidos pela máquina foram calculados em função do deslocamento fornecido pelo extensômetro (ΔL), que possui uma abertura máxima de 25 mm, e a largura efetiva submetida ao ensaio de cisalhamento (b) dos corpos de prova, conforme equação 3.3:

$$\Delta L = \frac{\text{deformação}[\%] \cdot 25\text{mm}}{100} = \frac{\text{deformação}[\%]}{4} \quad (3.3)$$

Como a deformação cisalhante (γ) é a razão entre a deformação da equação (3.3) acima e a distância entre as garras (Δx), temos a equação 3.4:

$$\gamma = \frac{\Delta L}{\Delta X} = \frac{\text{deformação}[\%]}{4} \cdot \frac{1}{4,4} \quad (3.4)$$

Porém, conforme comentado, os valores obtidos pela máquina universal de ensaios podem apresentar variações devido à erros durante a fixação do extensômetro ao dispositivo e à heterogeneidade da deformação do corpo de prova durante o ensaio, principalmente devido à sua fixação à garra de ensaio.

Para cálculos da tensão cisalhante, τ , [MPa], foi utilizada a equação 3.5, que divide a carga, P [N] pela área cisalhada, que corresponde ao comprimento longitudinal da amostra (L) multiplicado pela espessura da amostra (t) [mm].

$$\tau = \frac{P}{L \cdot t} \quad (3.5)$$

Após cálculo da tensão cisalhante foi possível obter os valores de tensão efetiva (σ_e) e deformação efetiva (ε_e), com uso do fator de Taylor $F' = 1,84$, conforme as equações 3.6 e 3.7, respectivamente.

$$\sigma_e = \tau \cdot F \quad (3.6)$$

$$\varepsilon_e = \frac{\gamma}{F} \quad (3.7)$$

Após representação gráfica dos resultados pode-se obter valores de K (tensão limite de escoamento em cisalhamento) a partir dos valores de γ (limite de escoamento para 0,002 de deformação) e $F'=1,84$ (Fator de Taylor) para os gráficos pela equação 3.8.

$$K = \frac{Y}{F} \quad (3.8)$$

Os demais ensaios foram de cisalhamento monotônico para avaliação das propriedades mecânicas.

3.1.4 Caracterização estrutural e Difração de raios-X

As análises dos materiais foram realizadas por difração de raios-X com o intuito de confirmar a ocorrência da microestrutura essencialmente ferrítica dos aços, que é a estrutura esperada para este tipo de aço e conforme resultados observados por microscopia, que estão apresentados adiante.

A análise consistiu em avaliar um padrão da curva gerada após análise com uma curva do difratograma do mesmo tipo de material.

A caracterização por difração de raios-X foi realizada por um equipamento Shimadzu, modelo XRD-700 com alvo metálico de cobre e incidência do feixe de $0,02^\circ/\text{segundo}$ em um range de varredura de 30 a 110° .

3.2 Rotas de processamento

As amostras foram cortadas em uma guilhotina modelo Newton, tipo TM 10e. Em seguida, foram embutidas a frio e submetidas às lixadeiras modelo DP-10 Struers da Panambra com lixas d'água de #240, #320, #400, #600 e #1200 mesh e então polidas em politrizes modelo Aropol-2V a 300 e 600 RPM em pasta de diamante (9μ e 3μ).

Os aspectos microestruturais dos aços no estado em que foi adquirido foi observado por meio da microscopia óptica. O ataque químico foi conduzido com o reativo químico Vilela (5ml HCl + 2gr Ácido Pícrico + 100ml Álcool Etilico) por aproximadamente 3 minutos e posterior observação por microscopia óptica em um microscópio marca Kontrol®, modelo 1M713.

O tamanho de grão foi medido com auxílio do software *Image-Pro Plus 6.0* em amostras previamente fotografadas. Foram avaliadas 8 amostras de cada material com a medição de 15 grãos selecionados de maneira aleatória com o objetivo de avaliar o tamanho médio dos grãos no estado como recebido.

Com o intuito de analisar a influência da mudança de trajetória de deformação e suas respectivas variáveis, como o tipo, a quantidade e o modo de deformação plástica foram escolhidas três rotas de carregamento envolvendo a combinação de ensaios mecânicos e a operação de estampagem de modo a simular o comportamento do material em situação de produção industrial.

3.2.1 Rota 1: Tração / Cisalhamento

Quatro amostras para os aços AISI 430 e AISI 441 foram pré-deformadas em tração de 20% da deformação efetiva (deformação verdadeira) foram cortadas na guilhotina com as dimensões apropriadas para o ensaio de cisalhamento planar e então duas dessas amostras foram submetidas ao ensaio de cisalhamento para avaliação das propriedades deste material após tal rota de processamento.

Tabela 3.4 – Corpos de prova confeccionados para o ensaio de cisalhamento monotônico pré-deformados em tração.

Corpos de prova ensaio de tração / cisalhamento monotônico			
Amostra	Comprimento (mm)	Espessura (mm)	Tipo de ensaio
AISI 430 - 3	51,15	1,20	Cisalhamento monotônico
AISI 430 - 4	52,25	1,20	Cisalhamento monotônico
AISI 441 - 1	51,48	1,00	Cisalhamento monotônico
AISI 441 - 3	51,09	1,00	Cisalhamento monotônico

Fonte: o próprio autor.

Assim pôde-se analisar o efeito da pré-deformação em tração nos aços. Os parâmetros do ensaio utilizados forma os mesmos do que os ensaios de cisalhamento planar citados anteriormente.

3.2.2 Rota 2: Cisalhamento com mudança na taxa de deformação e na direção de solicitação mecânica

Foram realizados dezessete ensaios de cisalhamento em amostras do aço AISI 430 conforme recebidas pelo fabricante, conforme tabela 3.4.

Tabela 3.5 – Descrição de amostras ensaiadas para cada situação do aço AISI 430 no estado como recebido.

AISI 430 estado como recebido			
Amostra	Comprimento (mm)	Espessura (mm)	Tipo de ensaio
0° - 1	50,40	1,2	Cisalhamento monotônico
0° - 2	50,58	1,2	Cisalhamento monotônico
0° - 3	59,94	1,2	Cisalhamento monotônico
0° - 4	50,42	1,2	Cisalhamento monotônico
0° - 5	50,24	1,2	Mudança na taxa de deformação
0° - 6	50,64	1,2	Cisalhamento monotônico
0° - 7	50,15	1,2	Mudança na taxa de deformação
45° - 1	49,01	1,2	Cisalhamento monotônico
45° - 2	49,15	1,2	Cisalhamento monotônico
45° - 3	59,93	1,2	Cisalhamento monotônico
45° - 4	48,04	1,2	Cisalhamento monotônico
45° - 5	50,6	1,2	Mudança na taxa de deformação
90° - 1	50,06	1,2	Cisalhamento monotônico
90° - 2	20,21	1,2	Mudança na taxa de deformação
90° - 3	49,21	1,2	Mudança na taxa de deformação
90° - 4	50,32	1,2	Cisalhamento monotônico
90° - 5	50,51	1,2	Cisalhamento monotônico

Fonte: o próprio autor.

Das amostras ensaiadas, sete ensaios foram realizados para os corpos de prova a 0° (paralelo à direção de laminação). Dentre os sete ensaios, foram realizados dois ensaios com mudança de taxa de deformação e os demais foram submetidos a ensaio de cisalhamento monotônico.

Para corpos de prova cortados a 45° da direção de laminação, foram realizados cinco ensaios de cisalhamento monotônico, sendo: dois ensaios com mudança de taxa de deformação e os demais foram submetidos a ensaio de cisalhamento monotônico.

Em corpos de prova cortados a 90° da direção de laminação, foram realizados cinco ensaios, sendo: dois ensaios com mudança de taxa de deformação e os demais foram submetidos a ensaio de cisalhamento monotônico.

Para avaliação das propriedades mecânicas do aço AISI 441 foram realizados vinte e oito ensaios de cisalhamento em amostras do aço AISI 441 conforme recebidas pelo fornecedor. Dessa quantia, vinte ensaios para foram realizados para 0° (paralelo à direção de laminação), dois deles foram submetidos a mudança de taxa de deformação e os demais foram submetidos a ensaio de cisalhamento monotônico.

Para corpos de prova cortados a 45° da direção de laminação, foram realizados quatro ensaios, sendo dois ensaios com mudança de taxa de deformação e os demais foram submetidos a ensaio de cisalhamento monotônico.

Finalmente para corpos de prova cortados a 90° da direção de laminação, foram realizados quatro ensaios, sendo um ensaio com mudança de taxa de deformação e três ensaios deformados em 20% conforme tabela 3.5.

O estudo da sensibilidade da resistência mecânica dos aços AISI 430 e AISI 441 à mudança da taxa de deformação foi feito com uso da técnica de cisalhamento planar simples a partir da mudança da taxa de deformação inicial, 0,005/s, para 0,100/s em amostras pré-deformadas em deformação efetiva de 20%, promovendo assim um aumento de 20 vezes no valor da taxa de deformação para as três direções estudadas.

Tabela 3.6 - Descrição de amostras ensaiadas para o aço AISI 441 como recebido.

AISI 441 estado como recebido			
Amostra	Comprimento (mm)	Espessura (mm)	Tipo de ensaio
0° - 1	51,39	1,0	Cisalhamento monotônico
0° - 2	50,53	1,0	Cisalhamento monotônico
0° - 3	50,62	1,0	Cisalhamento monotônico
0° - 4	50,61	1,0	Cisalhamento monotônico
0° - 5	50,56	1,0	Cisalhamento monotônico
0° - 6	50,55	1,0	Cisalhamento monotônico
0° - 7	51,75	1,0	Cisalhamento monotônico
0° - 8	50,52	1,0	Cisalhamento monotônico
0° - 9	50,77	1,0	Cisalhamento monotônico
0° - 10	50,53	1,0	Cisalhamento monotônico
0° - 11	50,90	1,0	Cisalhamento monotônico
0° - 12	50,91	1,0	Cisalhamento monotônico
0° - 13	50,57	1,0	Cisalhamento monotônico
0° - 14	50,97	1,0	Cisalhamento monotônico
0° - 15	51,06	1,0	Cisalhamento monotônico
0° - 16	50,64	1,0	Cisalhamento monotônico
0° - 17	50,76	1,0	Cisalhamento monotônico
0° - 18	50,54	1,0	Cisalhamento monotônico
0° - 19	50,75	1,0	Cisalhamento monotônico
0° - 20	50,09	1,0	Mudança na taxa de deformação
0° - 21	50,69	1,0	Mudança na taxa de deformação
45° - 1	47,44	1,0	Mudança na taxa de deformação
45° - 2	49,84	1,0	Mudança na taxa de deformação
45° - 3	50,03	1,0	Cisalhamento monotônico
45° - 4	50,00	1,0	Cisalhamento monotônico
90° - 1	50,68	1,0	Cisalhamento monotônico
90° - 2	50,60	1,0	Cisalhamento monotônico
90° - 3	51,16	1,0	Cisalhamento monotônico
90° - 4	50,56	1,0	Mudança na taxa de deformação

Fonte: o próprio autor.

3.2.3 Rota 3: Estampagem / Cisalhamento

Com o intuito de estudar o comportamento dos materiais diante da imposição de carga de estampagem no processo produtivo, corpos de prova foram estampados por estiramento em uma etapa por meio de uma prensa Spiertz com capacidade de 400 toneladas, ilustrada na figura 3.7. A dimensão do blanque para essa operação foi de 240 mm x 220 mm x t (comprimento x largura x espessura), sendo os produtos estampados na mesma direção de laminação.

Figura 3.7 - Prensa Spiertz.



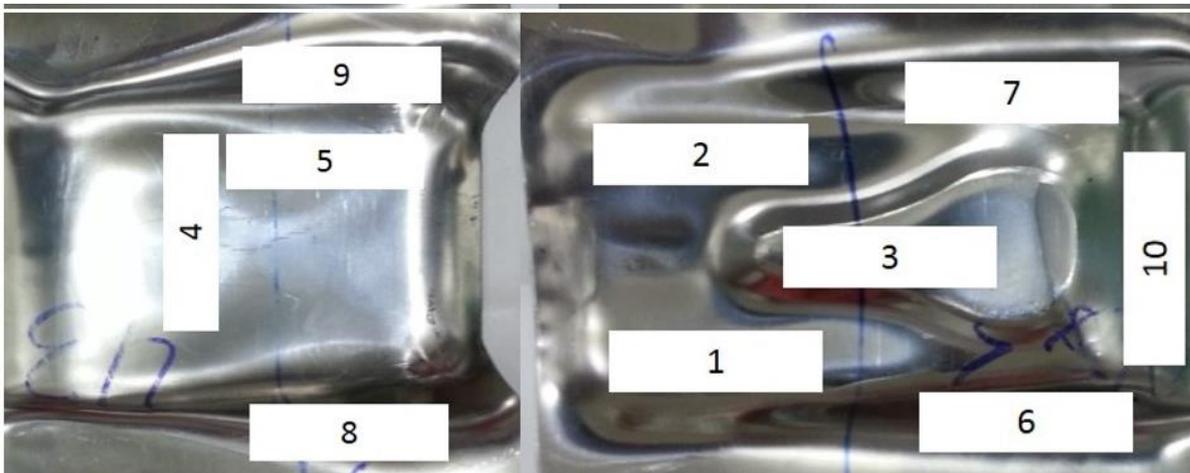
Fonte: (SPIERTZ, 2015).

Após a estampagem dos aços AISI 430 e AISI 441, com o intuito de estudar o comportamento dos materiais diante da imposição de uma operação real de estampagem foi feita a estampagem por estiramento das chapas dos aços AISI 430 e AISI 441 no estado como recebido, conforme descrição feita no item 3.7 e em seguida fez-se a retirada dos corpos de prova conforme regiões indicadas na figura 3.8 para o posterior ensaio de cisalhamento planar em diferentes posições da chapa estampada, com o objetivo de investigar se a pré-deformação por estampagem iria aumentar ou mesmo reduzir a resistência mecânica dos aços e seus efeitos.

Figura 3.8 – Corpo de prova estampado em uma etapa do processo de fabricação.



(a)



(b)

(a) Geometria da peça estampada e (b) regiões de retirada dos corpos de prova.

Fonte: o próprio autor.

Os corpos de prova foram inicialmente cortados em um equipamento serra de fita para metais vertical, modelo SS-350 ETT (Eletrônica Três Torres LTDA.) localizada no Senai em Betim (CETEM) para posterior corte em guilhotina modelo Newton com o propósito de obter com maior exatidão as dimensões finais dos corpos de prova para cisalhamento conforme pode ser verificado na figura 3.9.

A escolha das regiões foi com o objetivo de avaliar diferentes características mecânicas que o produto estampado pode exibir após uma primeira etapa de

estampagem e assim, evitar com que ocorra a aplicação de uma carga excessiva nos processos subsequentes de produção da peça, que poderá gerar a sua falha.

Figura 3.9 - Corpos de prova pré-cortados para a realização dos ensaios de cisalhamento.



Fonte: o próprio autor.

Para amostras de corpos de prova do aço AISI 430 em peças previamente estampadas e enumeradas de 1 a 10 foram realizados ensaios de cisalhamento em regiões distintas. Foram realizados dezenove ensaios no total, sendo: quatro ensaios de cisalhamento na região 1 (um com mudança da taxa de deformação), dois ensaios para região 2 (um com mudança da taxa de deformação), um ensaio para região 3, um ensaio pra região 4, um ensaio para região 5, um ensaio para região 6, dois ensaios para região 7, três ensaios para região 8, três ensaios para região 9 e um ensaio para região 10 conforme demonstrado na tabela 3.6 que segue:

Tabela 3.7 – Tabela com os corpos de prova cortados por região da peça estampada do aço AISI 430.

AISI 430 após estampagem			
Amostra	Comprimento (mm)	Espessura (mm)	Tipo de ensaio
430.1A	40,99	1,2	Mudança na taxa de deformação
430.1B	40,81	1,2	Cisalhamento monotônico
430.1C	41,31	1,2	Cisalhamento monotônico
430.1D	42,40	1,2	Cisalhamento monotônico
430.2A	40,30	1,2	Mudança na taxa de deformação
430.2D	41,19	1,2	Cisalhamento monotônico
430.3A	39,12	1,2	Cisalhamento monotônico
430.4B	42,02	1,2	Cisalhamento monotônico
430.5C	39,09	1,2	Cisalhamento monotônico
430.6A	41,01	1,2	Cisalhamento monotônico
430.7A	41,35	1,2	Cisalhamento monotônico
430.7B	41,64	1,2	Cisalhamento monotônico
430.8A	41,06	1,2	Cisalhamento monotônico
430.8B	42,08	1,2	Cisalhamento monotônico
430.8D	40,18	1,2	Cisalhamento monotônico
430.9A	40,84	1,2	Cisalhamento monotônico
430.9B	41,57	1,2	Cisalhamento monotônico
430.9D	40,61	1,2	Cisalhamento monotônico
430.10D	41,50	1,2	Cisalhamento monotônico

Fonte: o próprio autor.

Para amostras de corpos de prova em peças previamente estampadas e enumeradas de 1 a 10 foram realizados ensaios de cisalhamento em regiões distintas. Foram realizados dezessete ensaios no total, sendo: quatro ensaios de cisalhamento na região 1 (três com mudança da taxa de deformação), um ensaio para região 2, dois ensaios para região 3, um ensaio pra região 4, um ensaio para região 5, um ensaio para região 6, um ensaio para região 7, dois ensaios para região 8, três ensaios para região 9 e um ensaio para região 10 conforme demonstrado na tabela 3.7 que segue:

Tabela 3.8 – Tabela com os corpos de prova cortados por região da peça estampada do aço AISI 441.

AISI 441 após estampagem			
Amostra	Comprimento (mm)	Espessura (mm)	Tipo de ensaio
441.1A	39,34	1,00	Cisalhamento monotônico
441.1B	40,12	1,00	Mudança na taxa de deformação
441.1C	40,86	1,00	Mudança na taxa de deformação
441.1D	41,40	1,00	Mudança na taxa de deformação
441.2A	41,56	1,00	Cisalhamento monotônico
441.3B	40,02	1,00	Cisalhamento monotônico
441.3D	42,62	1,00	Cisalhamento monotônico
441.4A	41,73	1,00	Cisalhamento monotônico
441.5A	40,83	1,00	Cisalhamento monotônico
441.6D	42,20	1,00	Cisalhamento monotônico
441.7A	39,68	1,00	Cisalhamento monotônico
441.8A	41,16	1,00	Cisalhamento monotônico
441.8B	42,78	1,00	Cisalhamento monotônico
441.8C	40,63	1,00	Cisalhamento monotônico
441.9A	40,62	1,00	Mudança na taxa de deformação
441.9B	40,65	1,00	Mudança na taxa de deformação
441.9C	42,66	1,00	Cisalhamento monotônico
441.10A	41,01	1,00	Cisalhamento monotônico

Fonte: o próprio autor.

Em alguns corpos de prova não foi possível obter amostras perfeitamente planas, o que prejudicaria a fixação da mesma na garra e por consequência a realização do ensaio, portanto foram descartados. Assim, foram realizados pelo menos um ensaio para cada região previamente estampada.

As curvas de tensão de cisalhante em função de deformação de cisalhante foram levantadas após ensaio em máquina universal com o propósito de analisar as propriedades mecânicas dos aços em estudo conforme mencionado anteriormente. Um dessas propriedades é a tensão limite de escoamento que em gráficos como de tensão convencional em função de deformação convencional é levantada traçando-

se uma reta paralela à inclinação da reta da parte elástica do gráfico, à 0,002 de deformação. Já em gráficos de tensão cisalhante em função de deformação cisalhante, o limite de escoamento em cisalhamento é adquirido a partir da equação 3.12 de deformação efetiva, que utiliza dados de deformação convencional conforme demonstrado a seguir.

$$\varepsilon = \ln(1 + e) \quad (3.12)$$

Assim, com a fórmula acima é possível obter o valor de deformação efetiva que, multiplicado pelo Fator de Taylor, relatado anteriormente, mostra o valor de deformação cisalhante, conforme demonstrado na equação 3.13 a seguir.

$$\gamma = 1,84 \cdot \ln(1,002) \quad (3.13)$$

Por meio da equação anterior foi encontrado o valor de deformação cisalhante (γ) igual a 0,003676 que foi utilizado neste estudo. Portanto a reta paralela à reta da região elástica que foi traçada nos gráficos para levantamento da tensão limite de escoamento em cisalhamento partiu do ponto inicial no eixo de deformação de 0,003676.

4. RESULTADOS e DISCUSSÃO

Nesta seção serão analisados e discutidos os resultados obtidos após a realização dos ensaios mecânicos e da operação de estampagem aplicada aos aços inoxidáveis ferríticos AISI 430 e AISI 441, que é de fundamental importância para especificação dos esforços atuantes do processo de fabricação, reduzindo assim,

possíveis refugos de peças durante a fabricação de produtos diversos. Assim, serão analisados os resultados obtidos na caracterização com ensaios de dureza, microestrutura, difração de raios-x e tração monotônica, além de resultados obtidos nos ensaios de cisalhamento monotônico em diferentes tipos de solicitações nos aços AISI 430 e AISI 441.

4.1 Caracterização mecânica

4.1.1 Ensaio de dureza

A tabela 4.1 apresenta valores médios de dureza Vickers para os aços AISI 430 e AISI 441 para dez medidas registradas em duas amostras de cada material no estado como recebido.

Tabela 4.1 – Valores de dureza Vickers para os aços AISI 430 e AISI 441, respectivamente, no estado como recebido.

Dureza Material	Dureza média (HV 300 gf)	Desvio padrão
Aço AISI 430	166,66	±2,59
Aço AISI 441	186,82	±2,62

Fonte: O próprio autor.

4.1.2 Ensaio de tração monotônico

A tabela 4.2 exhibe propriedades mecânicas das amostras dos aços AISI 430 e AISI 441 solicitados ao ensaio de tração na direção de laminação, ou seja a 0° DL em termos de resistência mecânica. Foram avaliadas a tensão limite de escoamento,

medida a 0,002 de deformação convencional, a tensão limite de resistência à tração, a razão elástica e o alongamento uniforme para cada tipo de aço.

Tabela 4.2 – Propriedades mecânicas medidas no sentido da laminação em termos de resistência mecânica dos aços AISI 430 e AISI 441 no estado como recebido.

Material	Tensão limite de escoamento LE (MPa)	Tensão limite de resistência à tração LRT (MPa)	Razão elástica (LE/LR)	Alongamento uniforme, AU (%)
AISI 430	275,00 ± 4,24	425,00 ± 30,02	0,65	22,95
AISI 441	321,00 ± 1,41	481,00 ± 0,02	0,67	22,80

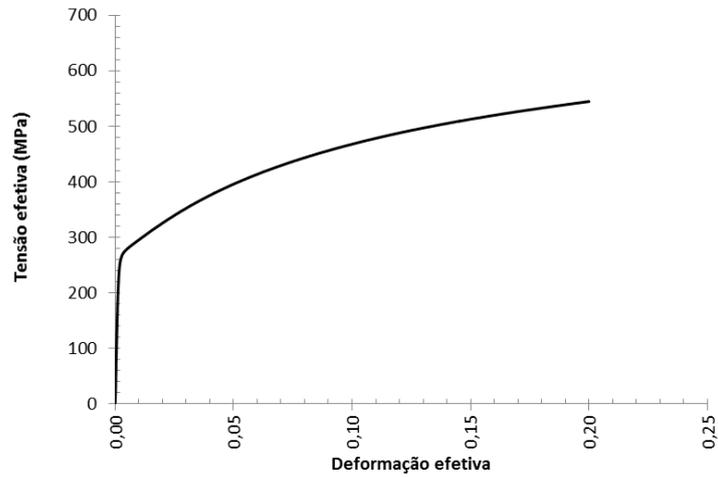
Fonte: o próprio autor.

Embora o AISI 441 possua tamanho dos grãos maiores do que o AISI 430, foi encontrado valores superiores de resistência mecânica para o aço AISI 441, que pode ser justificado pela presença de Ni e Ti estabilizados em sua estrutura conforme mencionado na seção 2.1.1.2 e somado ao fato do aço AISI 441 estudado possui espessura menor do que o aço AISI 430 (1,0 mm para o aço AISI 441 e 1,2 mm para o aço AISI 430) sugerindo a ocorrência de maior deformação mecânica durante o processo de laminação.

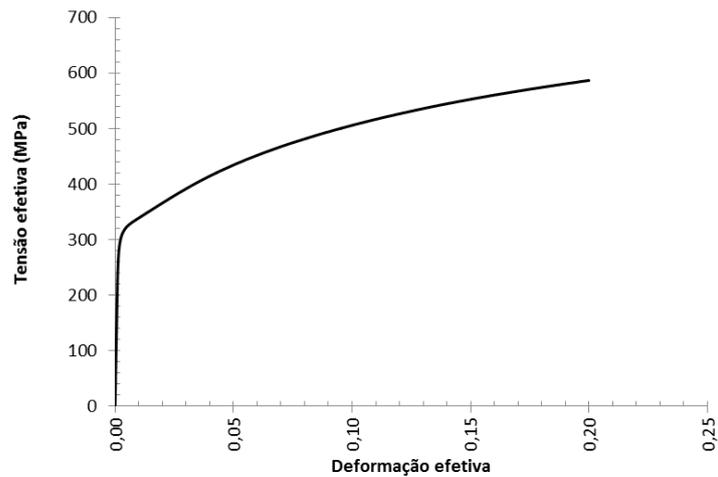
Apesar do aço AISI 441 apresentar maior limite de resistência mecânica a tração, os resultados de alongamento uniforme foram semelhantes para ambos os aços estudados, o que poderia sugerir um melhor desempenho para o processo de estampagem desse aço, entretanto o valor de razão elástica média obtida na tabela 4.2 apresenta valor inferior de razão elástica para o aço AISI 430, o que lhe confere maior capacidade de encruamento e maior ductilidade. Esse comportamento mecânico favorece o processo de conformação desse material, conforme citado por Lopes, W. 2013.

As curvas de tensão x deformação efetiva correspondentes aos dados apresentados são mostradas na figura 4.1 que segue.

Figura 4.1 – Curvas de tensão efetiva em função da deformação efetiva dos aços AISI 430 e AISI 441.



(a)



(b)

(a) evidencia gráfico referente ao aço AISI 430 e (b) gráfico do aço AISI 441.

Fonte: o próprio autor.

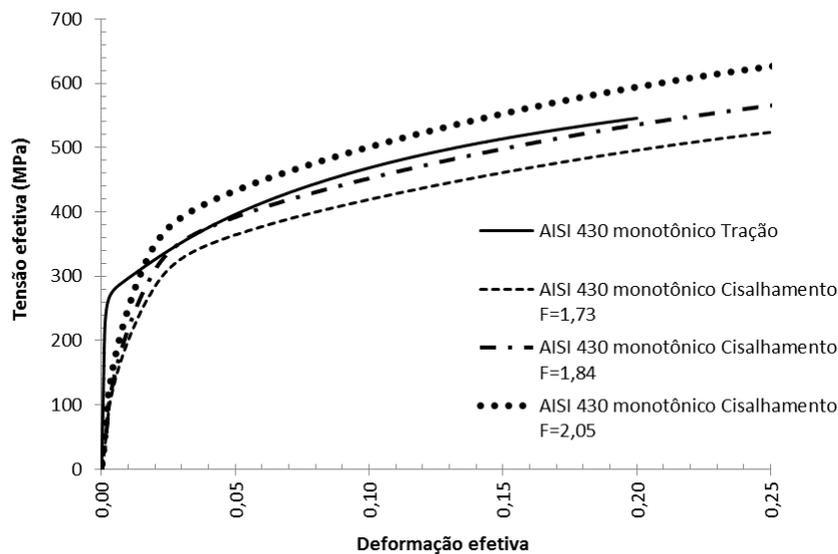
4.1.3 Ensaio cisalhamento

Após a conclusão dos ensaios, os dados foram transferidos para uma planilha para elaboração dos cálculos e conversão das curvas de tensão cisalhante – deformação cisalhante em curvas de tensão efetiva - deformação efetiva.

A conversão dos dados de tensão-deformação cisalhante foi feita com uso do parâmetro F' , igual a 1,84. Este parâmetro refere-se a uma estimativa da razão dos fatores de Taylor, em tração (esforço de referência) e em cisalhamento (RAUCH, 1992).

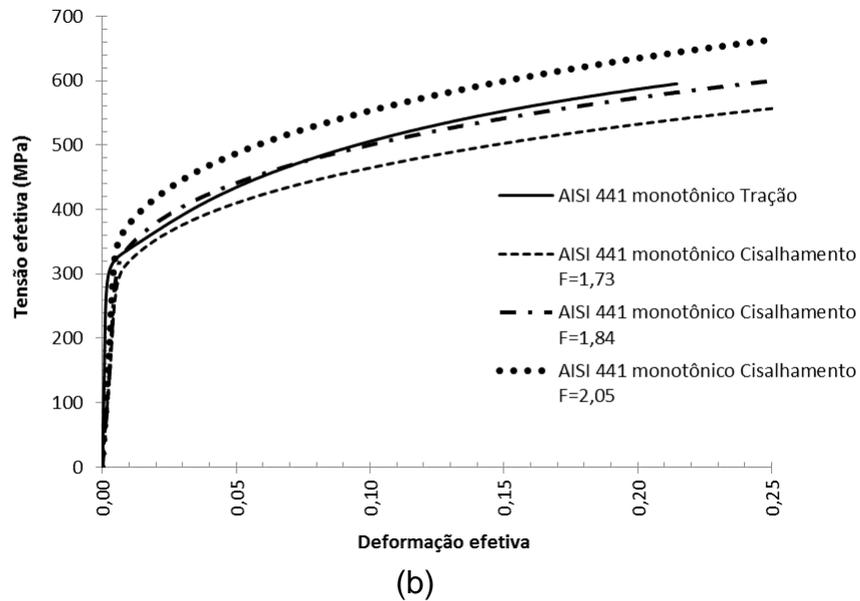
A utilização do valor $F'=1,84$ foi devido ser este o número que permitiu a maior aproximação entre as curvas de tensão cisalhante – deformação com as curvas de tensão – deformação verdadeira obtidas no ensaio de tração quando comparado com os demais métodos de conversão como o de von Mises (1,73) e Tresca (2,05), figura 4.2.

Figura 4.2 – Gráfico de tensão efetiva x deformação efetiva utilizado para realizar análise comparativa entre fatores de conversão do aço AISI 430.



Fonte: o próprio autor

Figura 4.3 – Gráfico de tensão efetiva x deformação efetiva utilizado para realizar análise comparativa entre fatores de conversão do aço AISI 430.

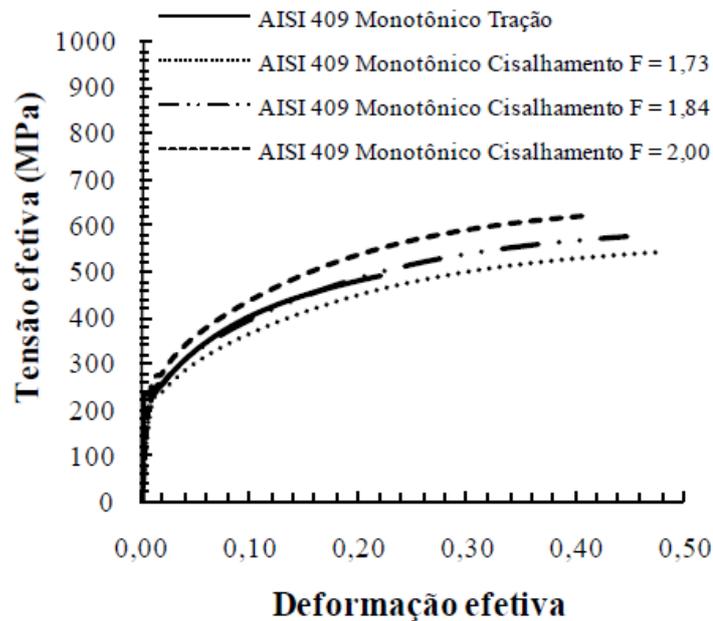


(a) AISI 430 e (b) AISI 441.

Fonte: o próprio autor.

Resultados semelhantes foram encontrados por Lopes, W. (2009) para aços inoxidáveis ferríticos, figura 4.3, e para aços de baixo teor de carbono, (RAUCH, 1992).

Figura 4.4 – Curva de tensão efetiva – deformação efetiva para os carregamentos monotônicos em tração e em cisalhamento em função dos fatores de conversão de von Mises $F' = 1,73$, Taylor $F' = 1,84$ e tresca $F' = 2$ de um aço AISI 409.



Fonte: (LOPES, W. 2009).

Assim concluiu-se que o fator de Taylor é o mais adequado para a conversão das curvas de tensão efetiva x deformação efetiva para os ensaios de cisalhamento monotônico, quando necessária a conversão dos resultados.

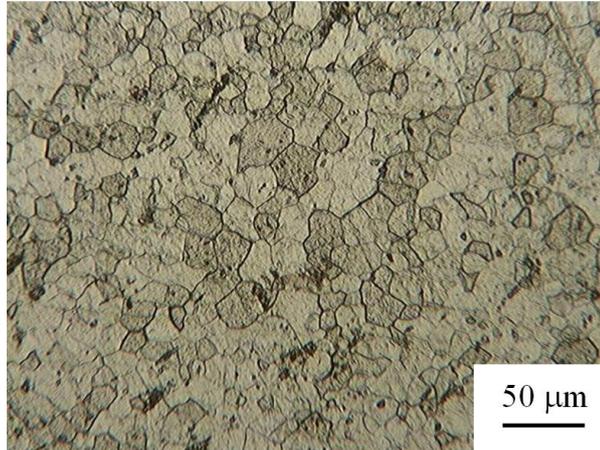
4.2 Caracterização estrutural (estado como recebido)

4.2.1 Microscopia óptica

As microestruturas dos aços AISI 430 e AISI 441 obtidas por microscopia óptica são exibidas nas figuras 4.4 e 4.5.

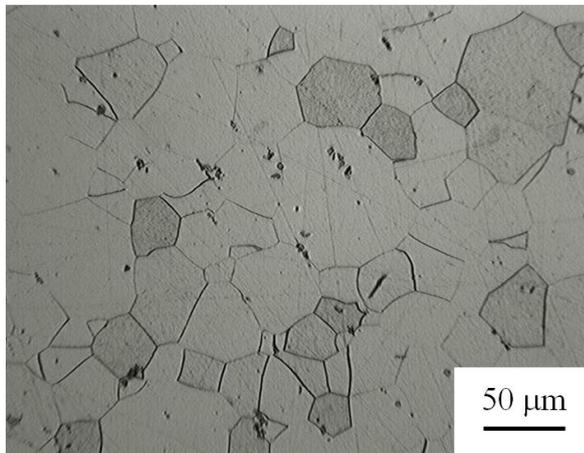
As análises foram feitas nas seções longitudinais com o propósito de evidenciar a microestrutura presente nos aços, assim como seus contornos de grão.

Figura 4.5 – Fotomicrografia do aço AISI 430 após ataque químico com o reativo Vilela.



Fonte: o próprio autor

Figura 4.6 – Fotomicrografia do um aço AISI 441 após ataque químico com o reativo Vilela.



Fonte: o próprio autor

Como esperado, ambos os materiais exibiram uma única fase: a ferrita. Tal fato foi comprovado pela identificação das fases por difração de Raios-X que evidenciou picos de ferrita.

O tamanho de grão inicial do aço AISI 430 medido foi de 22,14 μm (tamanho de grão ASTM 8), enquanto para o aço AISI 441 foi encontrado o valor de 41,98 μm

(tamanho ASTM 6). Embora o tamanho de grão do aço AISI 441 seja quase 2 vezes maior que o tamanho de grão ASTM 430, esta característica não foi considerada durante a realização dos ensaios de caracterização mecânica desses materiais, utilizados nesse trabalho, devido a essa

A realização de um tratamento térmico de recozimento utilizando parâmetros semelhantes, provocaria uma melhor uniformidade no tamanho de grãos dos materiais em estudo e assim o efeito desta variável no processamento mecânico poderia ser desprezada, porém o objetivo deste estudo é baseado na avaliação da conformidade destes materiais na condição como recebido.

Embora seja conhecido que as características mecânicas de um aço são influenciadas pelo tamanho dos grãos, quando o mesmo é submetido a condições de deformação plástica intensa, esta influência não foi observada por Herrera, et al (2014) em que o material foi submetido a um processamento mecânico de laminação a quente que ocasionou uma forte influência no tamanho dos grãos, dentre outras características, mas sem ocasionar mudanças de valores significativos quanto ao comportamento mecânico a partir de medições de dureza.

Resultados encontrados em trabalhos como por Da Silva Dias, et al (2012) que relatam que mesmo após um ciclo de recozimento de 100°C, com variação no tamanho de grão, reflete em uma variação pequena das propriedades mecânicas.

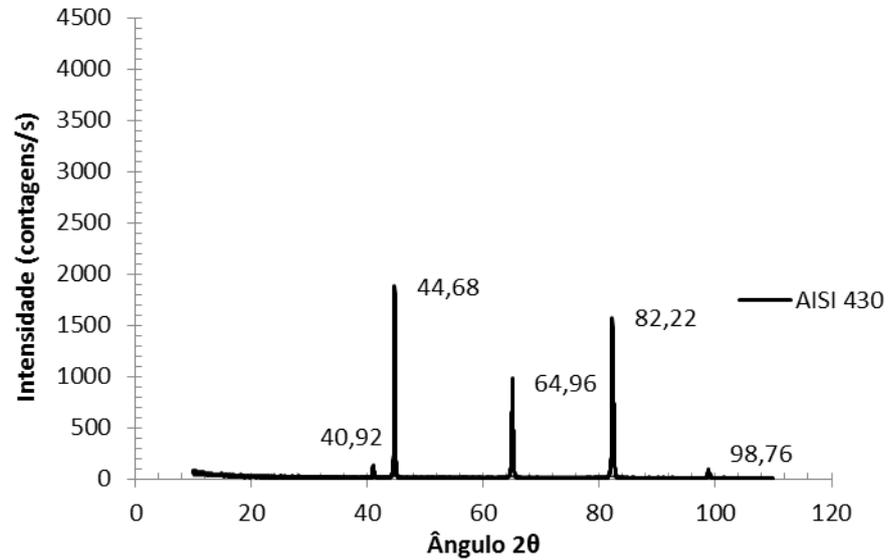
Ferreira, et al (1997) in Lopes, W (2009) sugerem que o tamanho de grãos não é um aspecto estrutural suficiente para explicar as modificações estruturais que ocorrem em condições que envolvam mudança de trajetória no caminho de deformação.

4.2.2 Caracterização estrutural por difração de raios-X

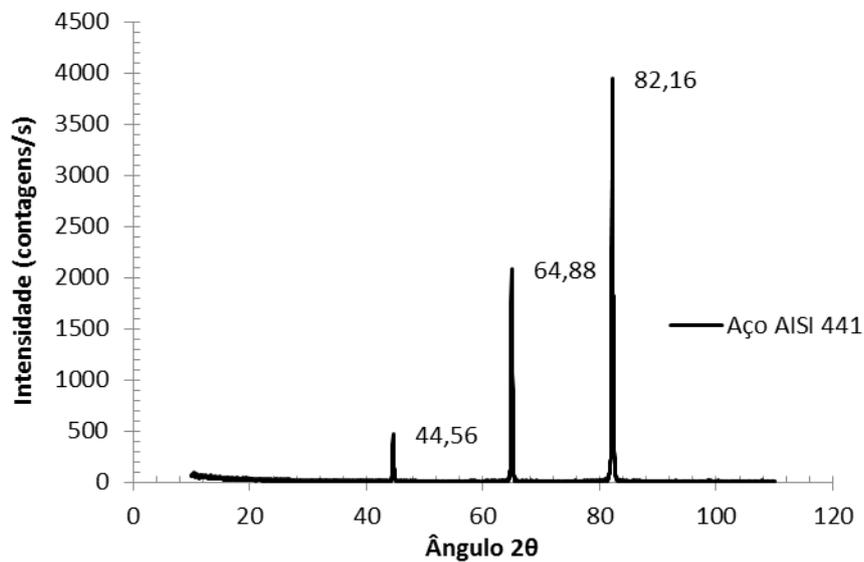
A figura 4.6 exibe difratogramas com resultados após difração de raios-X dos aços AISI 430 e AISI 441 no estado como recebido, respectivamente.

Os difratogramas foram analisados e comparados com o padrão de difração da austenita, sendo similar ao padrão da martensita α' -123, que representa uma estrutura essencialmente ferrítica conforme identificado em microscopia óptica.

Figura 4.7 – Difratogramas dos aços AISI 430 e AISI 441, respectivamente, no estado como recebido.



(a)



(b)

(a) Difratograma da amostra de aço AISI 430 e (b) AISI 441.

Fonte: o próprio autor.

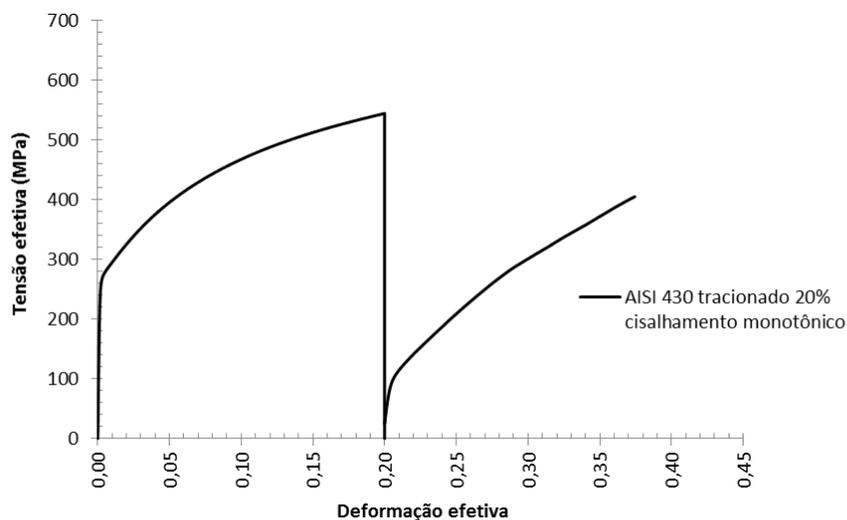
Sugere-se que os picos de difração encontrados em $40,92^\circ$ (valor de 2θ) no aço AISI 430 estejam associados a possíveis impurezas ou mesmo a precipitados.

4.3 Rota de processamento 1: pré-deformação em tração

A análise da influência do esforço mecânico usado na pré-deformação dos aços AISI 430 e AISI 441 foi realizada mediante duas etapas distintas. A primeira etapa foi realizada em laboratório em uma máquina universal mediante a aplicação de um esforço de tração uniaxial na direção de laminação a 0° em um corpo de prova pré-deformado até 0,20 de deformação efetiva (deformação verdadeira). Após a pré-deformação o corpo de prova foi então cisalhado.

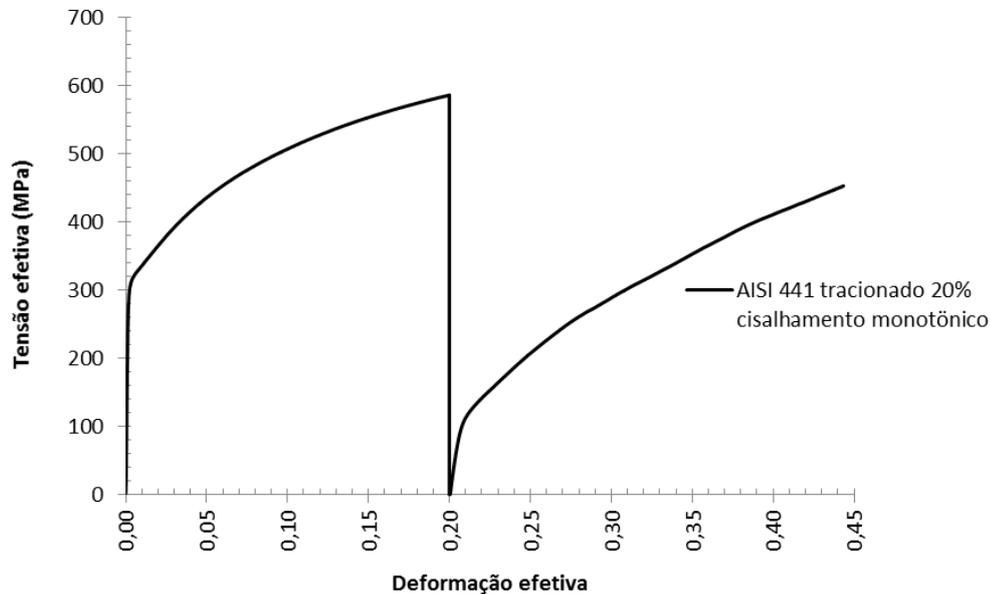
As figuras 4.7 e 4.8 mostram o comportamento mecânico dos aços submetidos a uma pré-deformação e ao ensaio de cisalhamento. Ambos os valores de pré-deformação exibiram basicamente o mesmo comportamento mecânico após serem submetidas ao ensaio de cisalhamento planar.

Figura 4.8 – Curva de tensão efetiva em função da deformação efetiva do aço AISI 430 pré-deformado em tração uniaxial e submetido a cisalhamento planar.



Fonte: O próprio autor.

Figura 4.9 – Curva de tensão efetiva em função da deformação efetiva do aço AISI 441 pré-deformado em tração uniaxial e submetido a cisalhamento planar.



Fonte: O próprio autor.

É possível observar a ocorrência da diminuição da resistência mecânica após a pré-deformação, sendo isso detectado pelo fato de a curva de fluxo durante recarregamento em cisalhamento se posicionar abaixo da curva referente ao carregamento monotônico em tração.

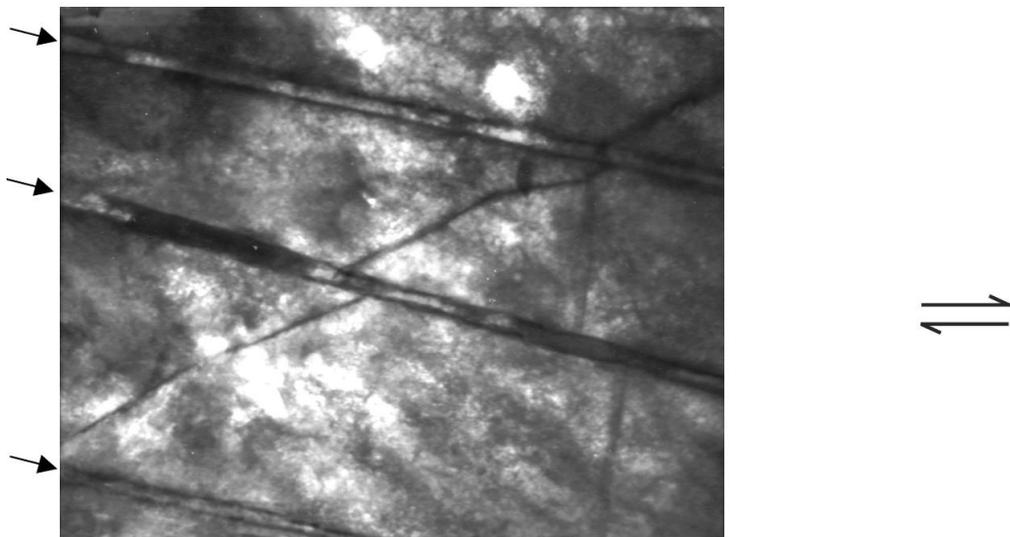
Foi exibido para os dois aços a diminuição da resistência mecânica, ou seja os aços “amaciaram” após a pré-deformação em tração, fato que não é comum em aços que sofrem endurecimento por deformação, ou seja, que encruam.

Os resultados quando um material metálico é pré deformado seguindo um caminho anterior de deformação, que apresenta grandes diferenças na tensão de escoamento e a evolução da dureza. No início da tensão de recarga, durante 1% a 2% de deformação inicial, ocorre uma tensão de retorno interna que ajuda a ativar as discordâncias móveis criadas durante a pré carga. O efeito posterior pode envolver grande intervalo de deformação, e é relatado com a dissolução de estruturas de discordâncias criadas na pré carga e é substituída por uma estrutura nova característica do caminho da tensão de carga, sendo reorganizadas à medida

que a deformação ocorre no segundo modo de deformação durante uma rota que envolva a mudança do modo de deformação plástica (WEN, 2015).

Quando ocorre uma mudança abrupta no caminho de deformação a conformabilidade dos metais é severamente influenciada. Assim a estrutura de pré deformação desaparece para ser ocupada por outra típica do segundo modo de deformação, sendo necessária a reorganização das discordâncias. A parte macroscópica da evolução da subestrutura pode ser percebida pela diminuição da taxa de encruamento, ocorrendo amaciamento e instabilidades plásticas. Em situações específicas de carregamentos e de materiais pode ser observada a ação de microbandas de cisalhamento, como observado por Lopes, A (2001) no estudo do alumínio, Figura 4.9.

Figura 4.10 - Microbandas (assinaladas por setas) desenvolvidas durante a recarga do aço em trajetórias complexas de laminação-corte. São observados cortes nos grãos representados por traço do plano pertencente aos sistema de carregamento com maior valor de fator de Schmid. As setas duplas indicam a direção e sentido do ensaios de cisalhamento.



Fonte: (LOPES, A., 2001)

O amaciamento detectado após a pré-deformação em tração para a rota tração/cisalhamento aplicada aos aços AISI 430 e AISI 441 pode ser relacionado

com a presença de microdeformações plásticas localizadas, que conduzem ao desenvolvimento de microbandas de cisalhamento. Essas bandas são aproximadamente paralelas ao plano de deslizamento recém ativado, elas atravessam discordâncias “antigas” e produzem canais novos para facilitar o deslizamento dos planos atômicos. Esse fenômeno é mais comum de ser observado para valores reduzidos de deformação plástica, enquanto que com o acréscimo da deformação observa-se que as microbandas saturam e são transformadas em camada de deslocamento, a qual é associada com deslizamentos múltiplos (LOPES, A. 2001).

4.4 Rota de processamento 2: deformação em cisalhamento

Na tabela 4.3 são mostrados valores de propriedade mecânica média das amostras dos aços AISI 430 e AISI 441 no estado como recebido, ensaiados em cada uma das três direções estudadas, 0°, 45° e 90° em relação à direção de laminação em termos de: limite de escoamento em cisalhamento.

Tabela 4.3 – Propriedades mecânicas avaliadas no ensaio de cisalhamento monotônico.

Material	Tensão limite de escoamento em cisalhamento (MPa)		
	0°	45°	90°
AISI 430	127,00 ± 8,29	144,00 ± 11,39	130,50 ± 8,80
AISI 441	145,00 ± 24,68	156,00 ± 14,27	134,00 ± 10,72

Fonte: o próprio autor.

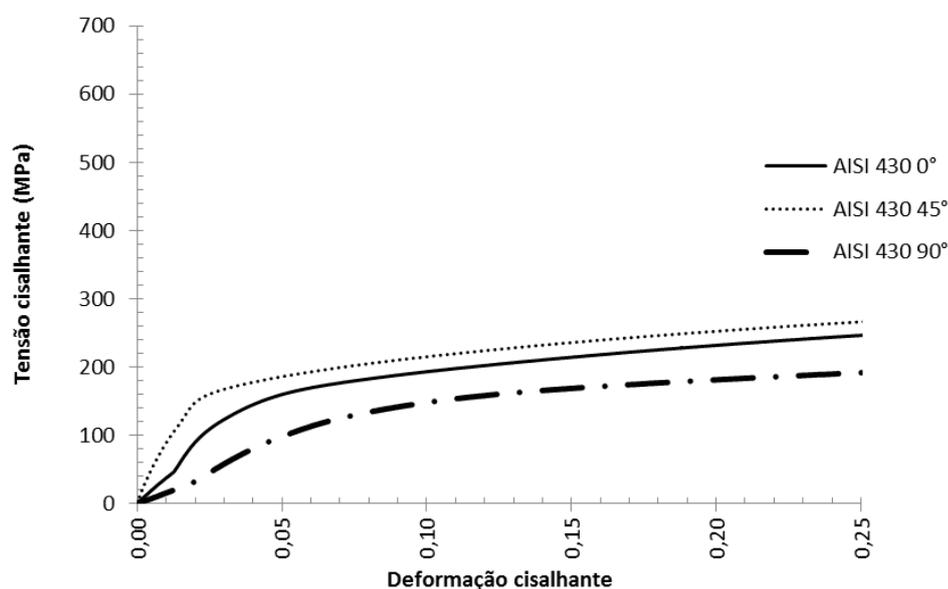
As propriedades mecânicas registrados nas três direções mostram uma tendência entre os dois aços estudados. Em ambos materiais, a direção com maior tensão limite de escoamento em cisalhamento (τ_E) encontrado foi a 45° da direção de laminação. Já a direção de laminação que apresentou propriedades inferiores no aço AISI 430 foi paralela à direção de laminação, ou seja a 0°. Para o aço AISI 441 a 90° da direção de laminação é que foi encontrado o menor valor de limite de escoamento ao cisalhamento. Os resultados encontrados podem ser explicados considerando-se a variação da anisotropia planar, conforme explicado em Lopes, W

(2006) após avaliação de propriedades mecânicas do aço AISI 430E, que apresentou uma variação do fator de anisotropia desse aço em relação à chapa ou seja a variação da anisotropia $\Delta R \neq 0$, assim ocorre uma facilidade maior para deformação nas direções 0° e 90° .

Foi apresentado também a tendência que o aço AISI 441 possui valores de tensão limite escoamento em cisalhamento superiores ao aço AISI 430 em todas as direções experimentadas, que reforça os resultados apresentados anteriormente de valores de tensão limite de escoamento apresentados após caracterização estrutural em ensaios de tração uniaxial.

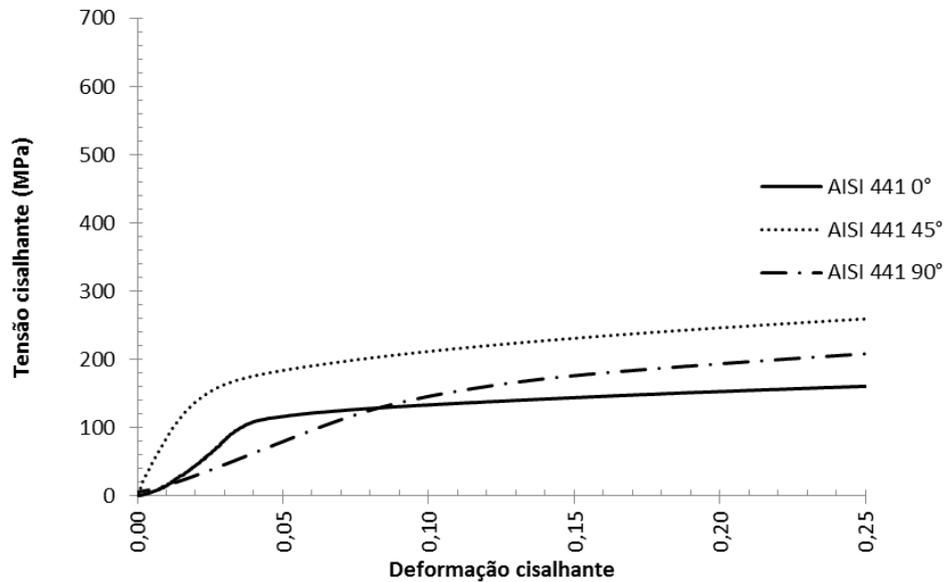
As figuras 4.10 e 4.11 apresenta curvas de tensão cisalhante em função da deformação cisalhante para os aços AISI 430 e AISI 441 para cada uma das três direções estudadas, tais curvas foram usadas como referência para análise das características mecânicas dos aços e, portanto evidencia a confiabilidade dos ensaios de cisalhamento planar.

Figura 4.11 – Curvas de tensão cisalhante em função da deformação cisalhante dos aços AISI 430



Fonte: o próprio autor.

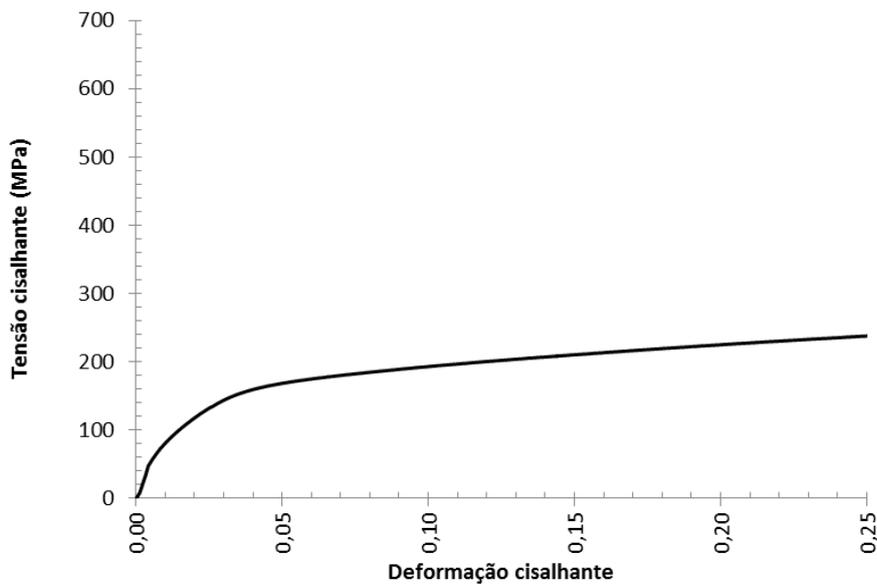
Figura 4.12 – Curvas de tensão cisalhante em função da deformação cisalhante dos aços AISI 441



Fonte: o próprio autor.

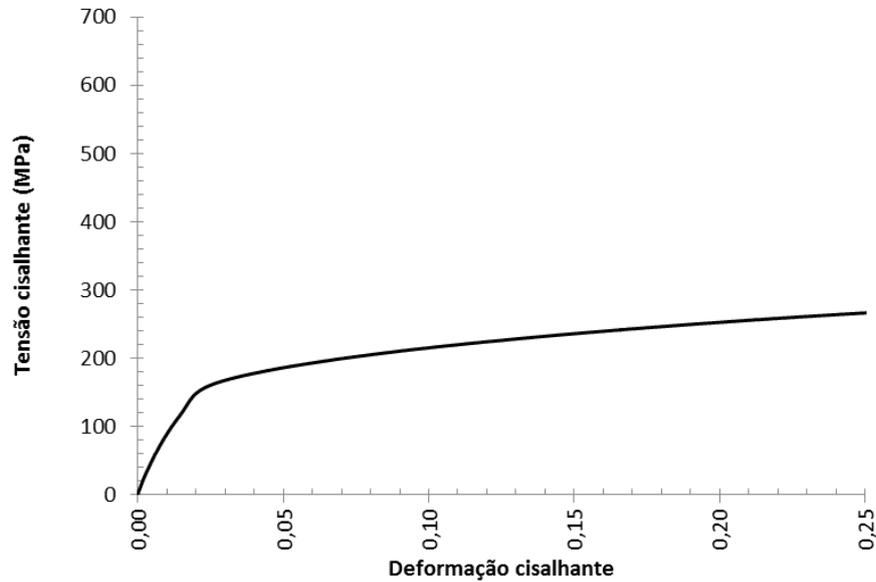
Nas figuras 4.12 a 4.14 são apresentadas curvas de tensão efetiva em função da deformação efetiva de corpos de prova do aço AISI 430 na condição de recebimento

Figura 4.13 - Curva tensão verdadeira em função da deformação verdadeira para uma amostra do aço AISI 430 ensaiada a 0°DL.



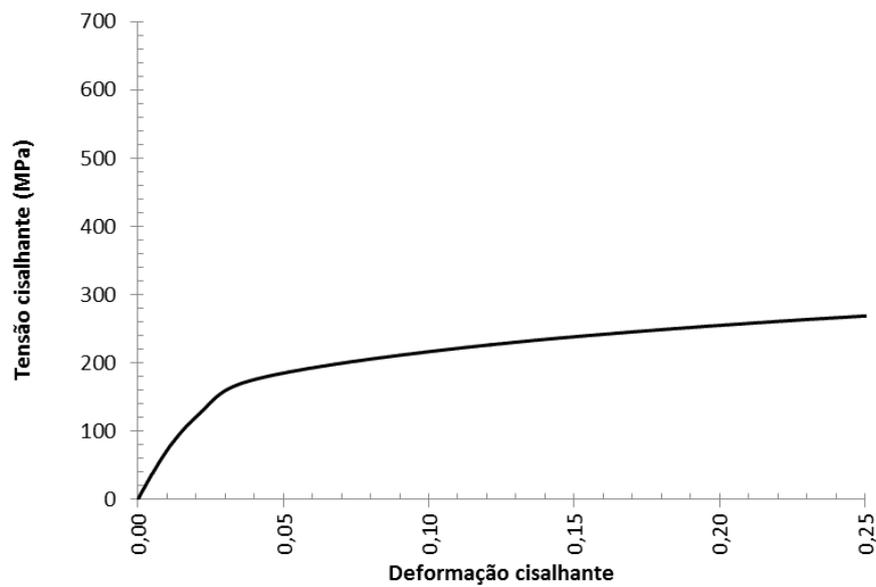
Fonte: o próprio autor.

Figura 4.14 - Curva tensão verdadeira em função da deformação verdadeira para uma amostra do aço AISI 430 ensaiada a 45°DL.



Fonte: o próprio autor.

Figura 4.15 - Curva tensão verdadeira em função da deformação verdadeira para uma amostra do aço AISI 430 ensaiada a 90° DL.

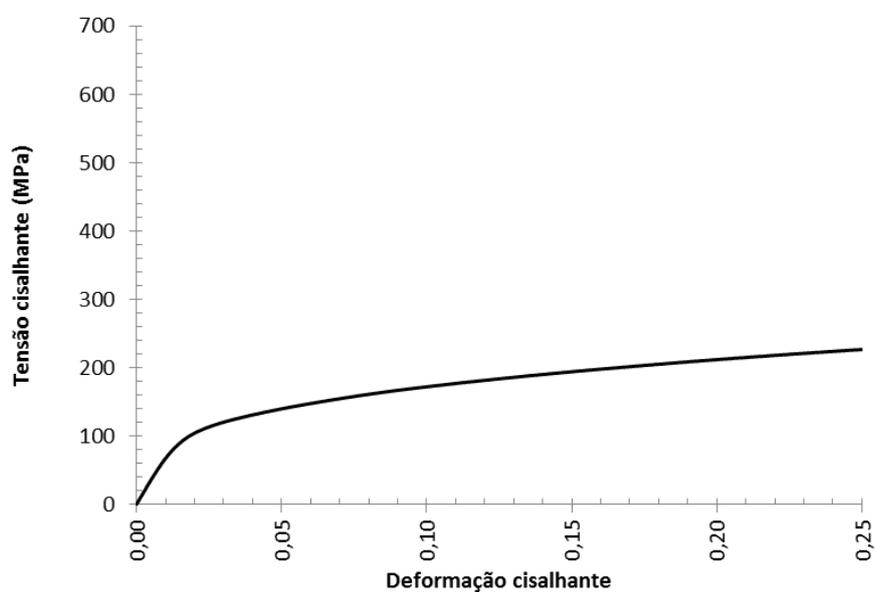


Fonte: o próprio autor.

Cada uma das direções ensaiadas serviram para apuração das propriedades mecânicas analisadas com a correção pela utilização do Fator de Taylor.

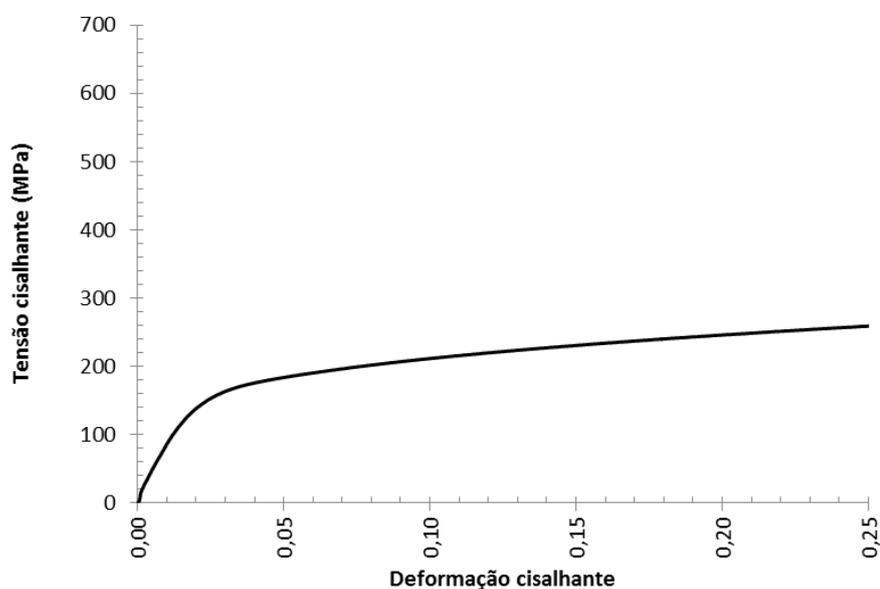
Nas figuras 4.15 a 4.17 são apresentadas curvas de tensão efetiva em função da deformação efetiva de corpos de prova do aço AISI 441 na condição de recebimento para cada uma das direções ensaiadas que serviram para apuração das propriedades mecânicas analisadas com a correção realizada utilizando o Fator de Taylor.

Figura 4.16 - Curva tensão verdadeira em função da deformação verdadeira para uma amostra do aço AISI 441 ensaiada a 0° DL.



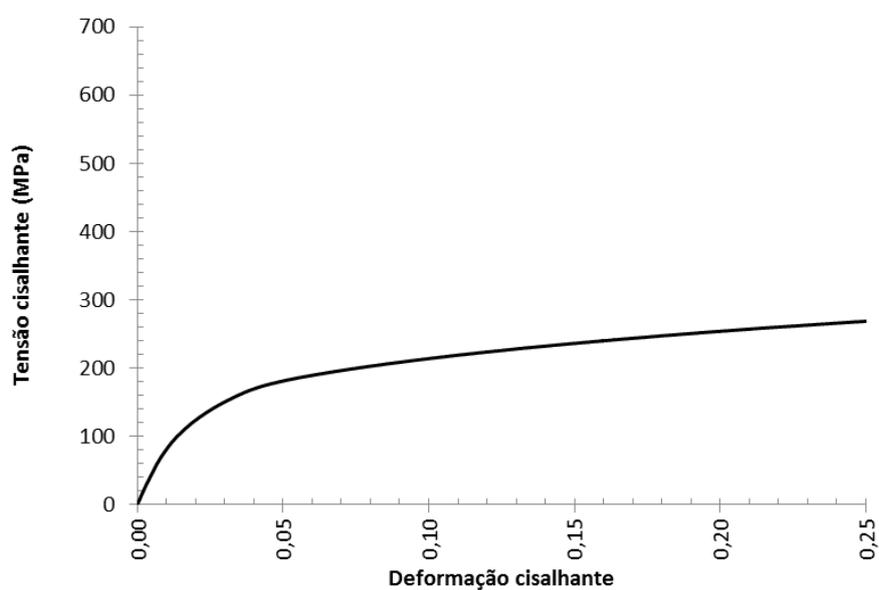
Fonte: o próprio autor.

Figura 4.17 - Curva tensão verdadeira em função da deformação verdadeira para uma amostra do aço AISI 441 ensaiada a 45° DL.



Fonte: o próprio autor.

Figura 4.18 - Curva tensão verdadeira em função da deformação verdadeira para uma amostra do aço AISI 441 ensaiada a 90° DL.



Fonte: o próprio autor.

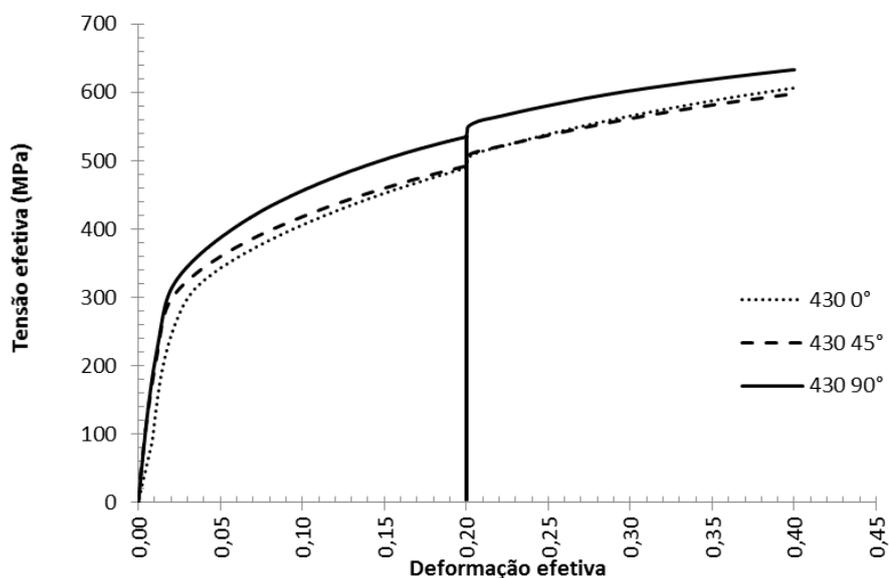
Durante mudanças de trajetória de deformação a textura cristalográfica não é a única causa de anisotropia. O desenvolvimento de subestruturas nos indica o comportamento do material durante a mudança de caminho. As paredes de contorno de grãos são formados no material paralelos à maioria dos sistemas de escorregamento. Os contornos de grão são formados no material paralelos à maioria dos sistemas de escorregamento. Os contornos de grão são associados com o mecanismo de dureza latente, o que implica que a ativação de novos sistemas de escorregamento vão resultar num aumento de tensão de fluxo. Os contornos de grão são obstáculos às discordâncias móveis, conseqüentemente em ensaios em direções cruzadas ocorre este salto de tensão do material (PEETERS, 2001).

Peeters (2001), estudou também o comportamento durante a mudança de caminho de deformação em contornos de células policristalinas em que após pequena deformação plástica ao longo de um novo caminho de deformação, ocorre um comportamento transitório na curva. Na verdade os grãos de um material policristalino tendem a se movimentar em direção a orientações estáveis. Esse arranjo geométrico influencia fortemente o comportamento anisotrópico do material.

Os aços em estudo também sofreram uma variação de taxa de deformação de 20 vezes em relação à taxa de deformação inicial para investigar a sensibilidade da tensão (resistência mecânica) dos aços inoxidáveis à mudança do valor da taxa de deformação.

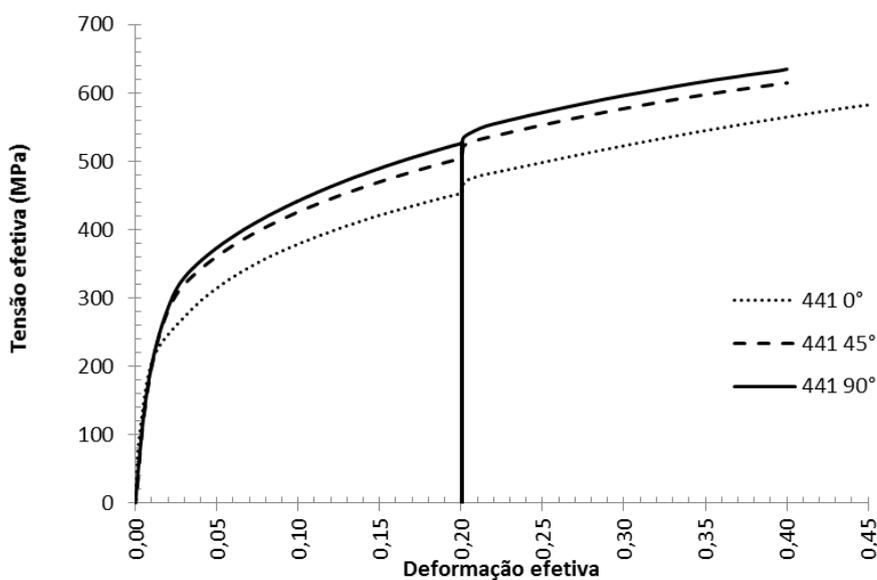
No estado como recebido foram realizados ensaios para as três direções relativas à aplicação dos esforços de laminação nas amostras, para os aços AISI 430 e AISI 441. Para ambos os aços e para todas as direções, o comportamento observado foi de aumento da resistência mecânica dos materiais após a mudança da taxa de deformação. As figuras 4.17 e 4.18 mostram gráficos com a variação na taxa de deformação para as três direções estudadas.

Figura 4.19 - Curva tensão efetiva em função da deformação efetiva para amostras do aço AISI 430 a 0°, 45° e 90° da direção de laminação com variação da taxa de deformação.



Fonte: O próprio autor.

Figura 4.20 - Curva tensão efetiva em função da deformação efetiva para amostras do aço AISI 441 a 0°, 45° e 90° da direção de laminação com variação da taxa de deformação.



Fonte: O próprio autor.

O aumento de resistência mecânica devido à mudança de taxa de deformação ocorre devido ao aumento de deslocamentos que ocorre durante esse processo e diminuição da recuperação dinâmica nessa fase, já que a ductilidade dos aços ferríticos está relacionada ao alto nível de recuperação dinâmica, assim ocorre o aumento da dureza nesse material que é composto basicamente de grãos de ferrita. O que ocorre é que a recuperação dinâmica permite que a deformação intergranular acomode deslizamentos diferenciais nos contornos de grãos nas regiões de junções triplas reduzindo assim as concentrações de tensões e a iniciações de trincas nessas regiões. A modificação desta propriedade mecânica dos aços pode ser descrita com a avaliação do expoente de sensibilidade à mudança da taxa de deformação, m descrito anteriormente. Assim, quanto maior o valor de m maior será a influência da taxa de deformação no comportamento mecânico nos aços estudados (ARTHUSO, 2013).

O valores médios obtidos após o carregamento em cisalhamento para os aços AISI 430 e AISI 441 são apresentados na tabela 4.4 em função da direção de solitação mecânica.

Tabela 4.4 – Valores do expoente de sensibilidade à mudança da taxa de deformação m para os aços AISI 430 e AISI 441 em função da direção de solitação mecânica.

Material	Expoente de velocidade "m"		
	0°	45°	90°
AISI 430	0,005415	0,005720	0,005229
AISI 441	0,006694	0,006583	0,005881

Fonte: O próprio autor.

Para o aço AISI 430 cisalhado, a 45° este material exibiu o maior valor de m , o que indica a anisotropia desse material e sendo essa a direção que favorece o maior aumento de resistência mecânica após a mudança da taxa de deformação.

Entretanto, para o cisalhamento conduzido a 90° verifica-se que o aço AISI 430 apresentou o menor valor de "m", igual a 0,005229, o menor valor detectado para as três direções analisadas. Esse resultado sugere ser essa a direção que favorece a estampagem desse material quando se considera a necessidade do menor valor de

esforço mecânico, mas tal afirmação deve considerar ainda a quantidade necessária de deformação nesta operação de conformação mecânica, sendo esse último item identificado a partir do valor do expoente de encruamento.

Não ocorreu o mesmo padrão de valores máximos de m para o aço AISI 441 que apresentou o valor desse parâmetro a 0° ligeiramente maior que o observado a 45° .

Já para a amostra ensaiada a 90° verificou-se que ocorreu o mesmo padrão descrito para o aço AISI 430, ou seja, essa foi a direção que exibiu o menor aumento da resistência mecânica com a mudança da taxa de deformação.

Dentre os dois aços estudados, pode-se observar que para todas as direções analisadas que o aço AISI 441 obteve um aumento na resistência mecânica maior que o observado para o aço AISI 430, fato que pode ser associado de esse último aço ter apresentado os maiores valores de m . Comportamento mecânico após estampagem das chapas dos aços AISI 430 e AISI 441

4.5 Rota de processamento 3: estampagem / cisalhamento

4.5.1 Cisalhamento dos corpos de prova previamente estampados

A influência do processamento mecânico dos aços em estudo foi avaliada após a estampagem desses materiais em uma prensa industrial Spiertz, retirando-se em seguida, amostras para o posterior ensaio de cisalhamento. Nesta etapa foram analisadas somente duas direções, 0° e 90° , sendo as amostras retiradas das posições 1, 2, 3, 5, 6, 7, 8 e 9 para a direção de 0° e das posições 4 e 10 para a direção de 90° , conforme descrito no item 3.8.3 de Materiais e Métodos.

Essas direções foram escolhidas devido a limitações para retirada dos corpos de prova e ao interesse em estudar o comportamento do aço em regiões onde ocorreram maiores deformações plásticas.

A tabela 4.5 mostra os valores de tensão limite de escoamento em cisalhamento do aço AISI 430 após estampagem para cada região ensaiada.

Tabela 4.5 – Valores de limite de escoamento em cisalhamento (MPa) para o aço AISI 430 previamente estampado.

Tensão limite de escoamento em cisalhamento (MPa) AISI 430 estampado							
Região	1 e 2	3	4	5	6 e 7	8 e 9	10
σ_s (MPa)	138,00	142,00	141,00	143,00	128,00	125,33	124,00
Desv. Pad	15,74802	*	*	*	*	9,750214	*

* Foi possível a realização de somente um ensaio para cada uma dessas regiões.

Fonte: O próprio autor.

Após avaliação dos valores de limite de escoamento em cisalhamento, verificou-se que para as regiões mencionadas anteriormente onde ocorreram maiores deformações plásticas no processo de estampagem, conforme visto na figura 4.19, o comportamento do material foi de encruamento, ao contrário do que ocorreu em amostras pré-deformadas em tração 0,20 conforme descrito anteriormente no estado como recebido.

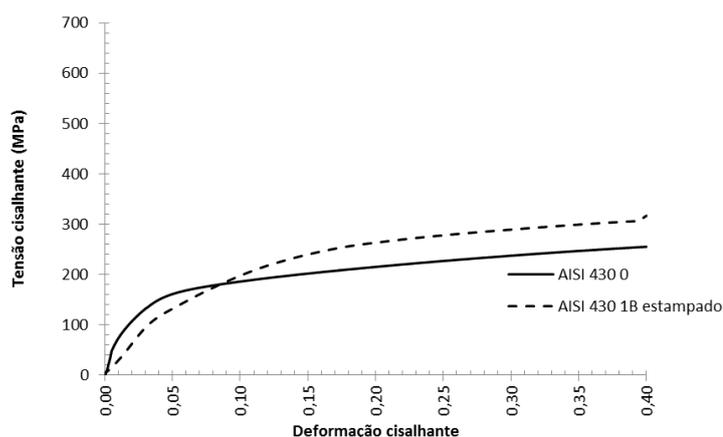
Figura 4.21 – Apresenta o aspecto das regiões de retirada das amostras na peça estampada por estiramento.



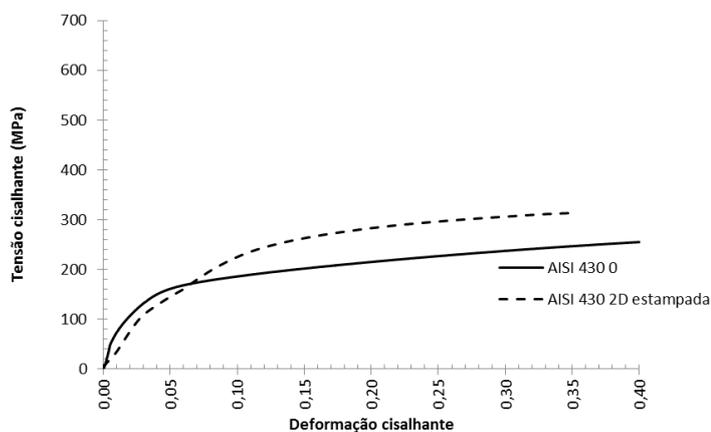
Fonte: o próprio autor.

Para todas as amostras do aço AISI 430 testadas, se comparadas com amostras no estado como recebido, pode ser observado o encruamento do material conforme resultados obtidos. As figuras 4.20 a 4.23 revela um gráfico comparativo entre o aço AISI 430 no estado como recebido e após estampagem na mesma direção de laminação.

Figura 4.22 – Curvas comparativas entre o aço AISI 430 no estado como recebido e aço AISI 430 após estampagem do material para a região “a”.



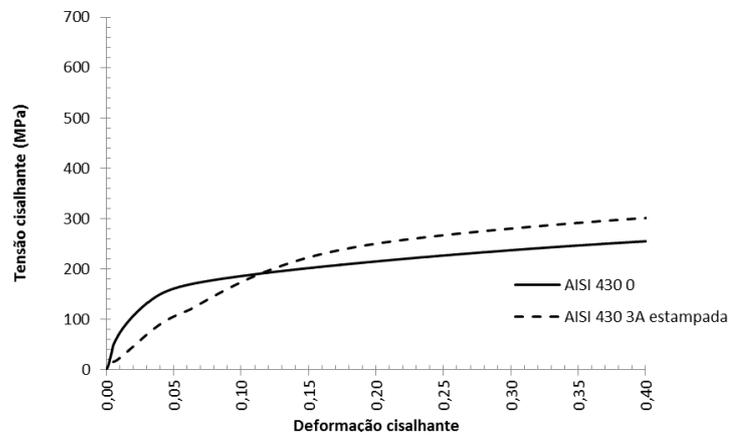
(a)



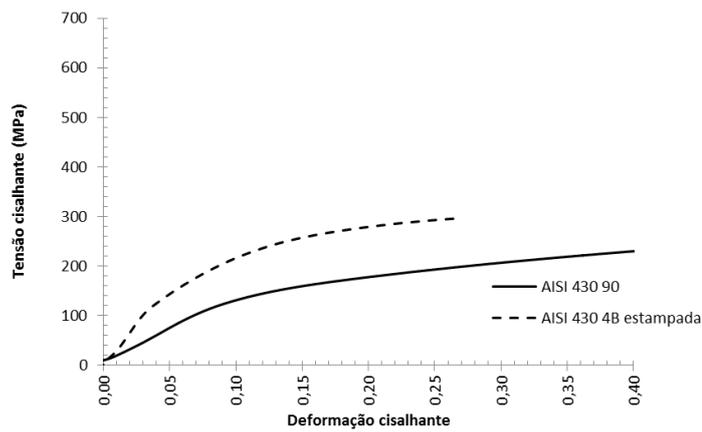
(b)

(a) Região 1;(b) Região 2,

Figura 4.23 – Curvas comparativas entre o aço AISI 430 no estado como recebido e aço AISI 430 após estampagem do material.



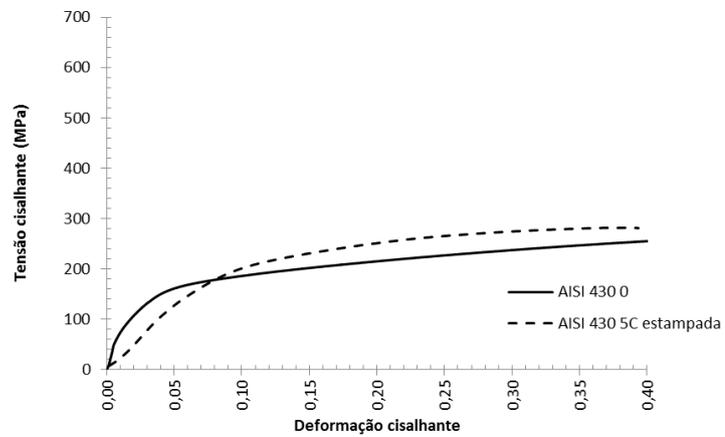
(c)



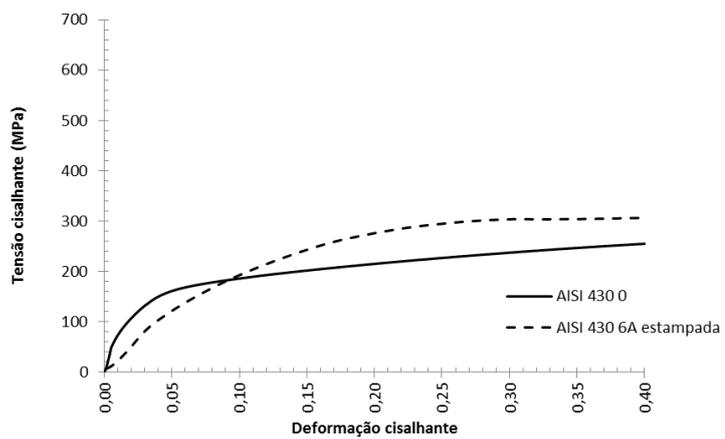
(d)

(c) região 3 e (d) região 4.

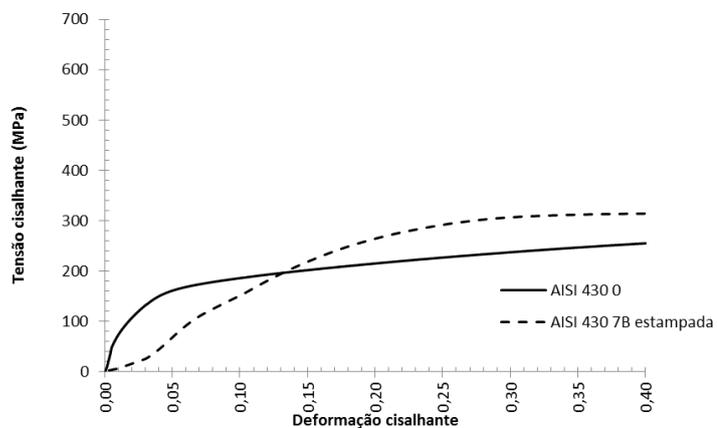
Figura 4.24 – Curvas comparativas entre o aço AISI 430 no estado como recebido e aço AISI 430 após estampagem do material.



(e)



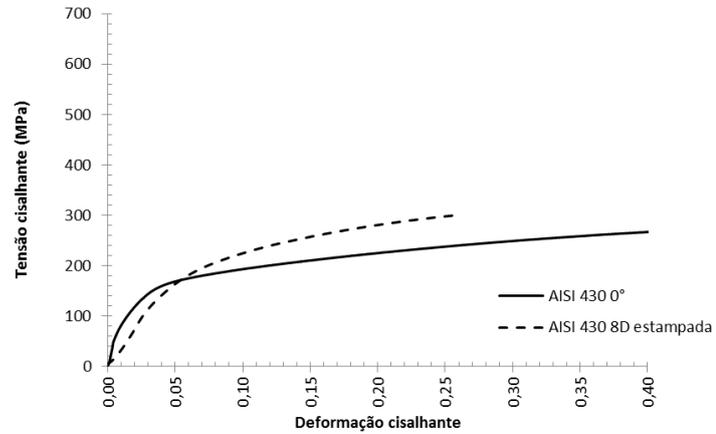
(f)



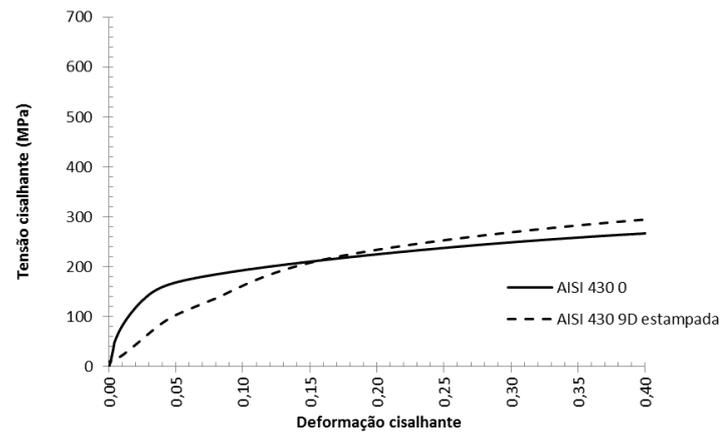
(g)

(e) Região 5, (f) região 6 e (g) região 7.

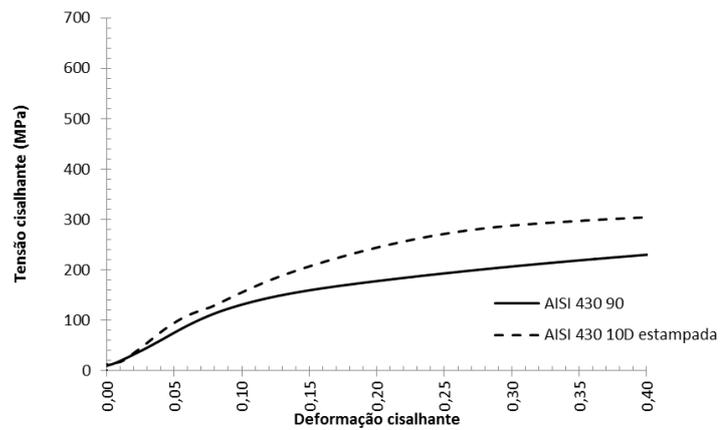
Figura 4.25 – Curvas comparativas entre o aço AISI 430 no estado como recebido e aço AISI 430 após estampagem do material.



(h)



(i)



(j)

(h) Região 8, (i) região 9 e (j) região 10.

Alguns gráficos apresentaram curvas de tensão de fluxo incomuns para o início de deformação devido à problemas de fixação da amostra na garra do equipamento.

Os valores de limite de escoamento em cisalhamento para as amostras do aço AISI 441 após estampagem para cada uma das regiões são mostradas na tabela 4.6.

Tabela 4.6 – Valores de limite de escoamento em cisalhamento (MPa) para o aço AISI 441 previamente estampado.

Tensão limite de escoamento em cisalhamento (MPa) AISI 441 estampado							
Região	1 e 2	3	4	5	6 e 7	8 e 9	10
σ_s (MPa)	157,25	138,50	172,00	-	169,00	153,67	170,00
Desv. Pad	27,83	0	0	0	24,04	21,49	0

Fonte: O próprio autor.

O mesmo padrão de comportamento mecânico foi observado para o aço AISI 441 após a imposição da rota de sollicitação mecânica composta pela estampagem por estiramento acompanhada pelo ensaio de cisalhamento. No entanto, a intensidade do encruamento foi maior para o aço AISI 441, figuras 4.25 a 4.27, sugerindo a forte influência das características estruturais no provável arranjo subestrutural assumido pelo material à medida que o mesmo é deformado plasticamente.

Figura 4.26 – Curva comparativa entre o aço AISI 441 no estado como recebido e aço AISI 441 após estampagem do material na região “1”.

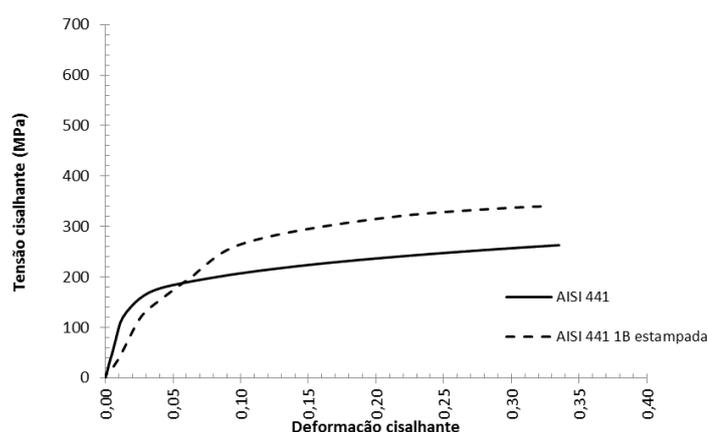
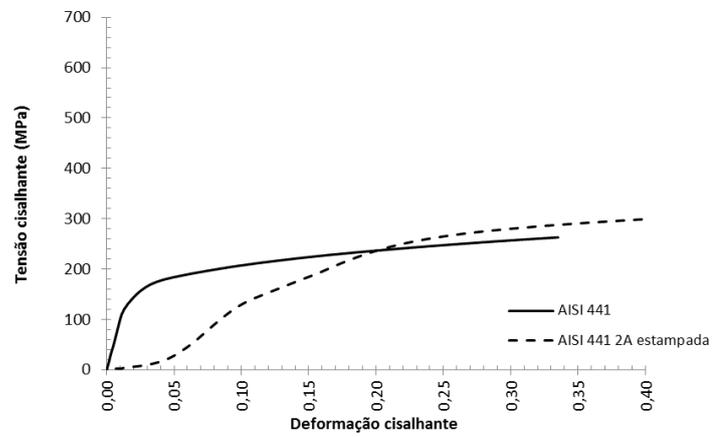
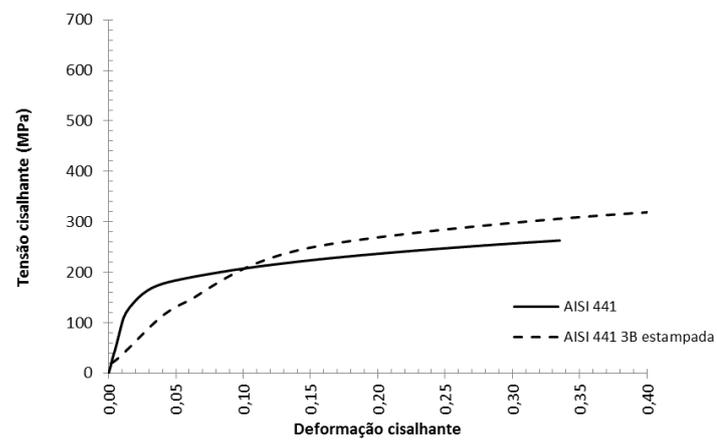


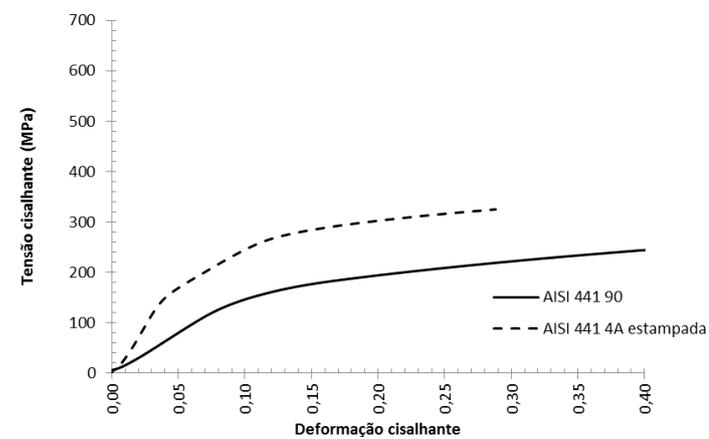
Figura 4.27 – Curva comparativa entre o aço AISI 441 no estado como recebido e aço AISI 441 após estampagem do material.



(b)



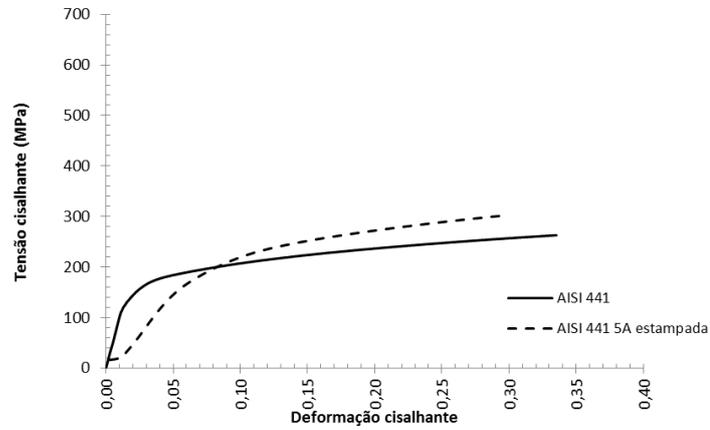
(c)



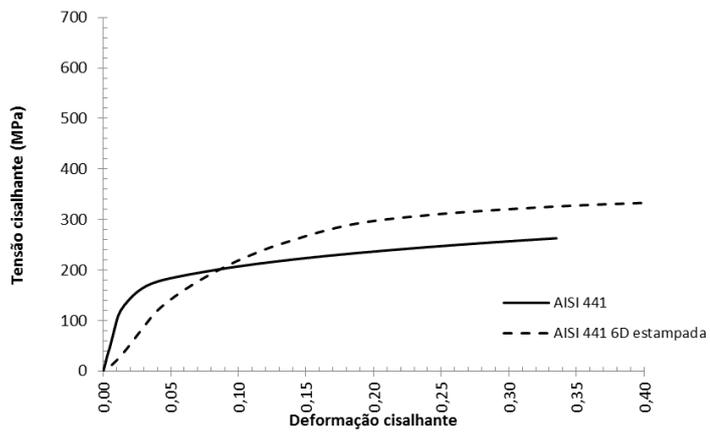
(d)

(b) Região 2, (c) região 3 e (d) região 4.

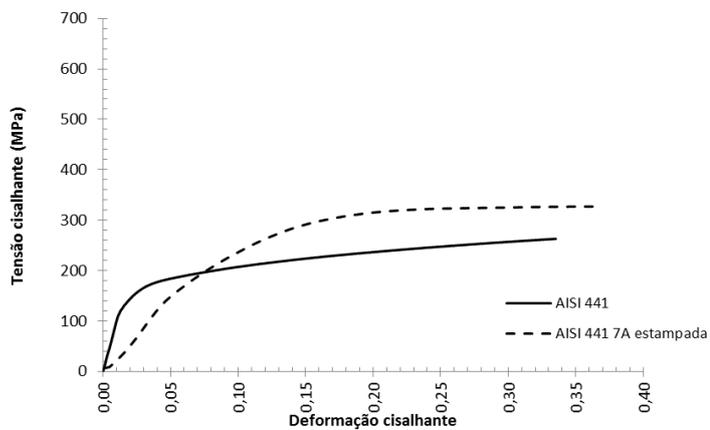
Figura 4.28 – Curva comparativa entre o aço AISI 441 no estado como recebido e aço AISI 441 após estampagem do material.



(e)



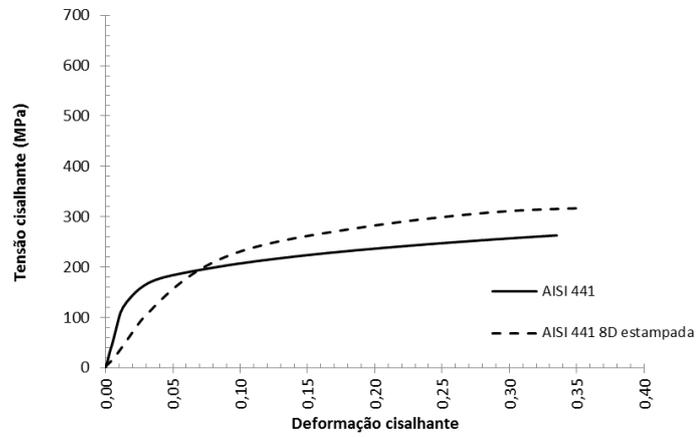
(f)



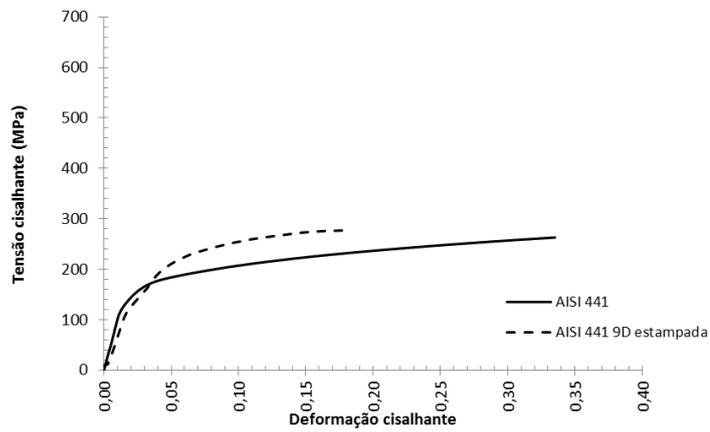
(g)

(e) Região 5, (f) região 6 e (g) região 7.

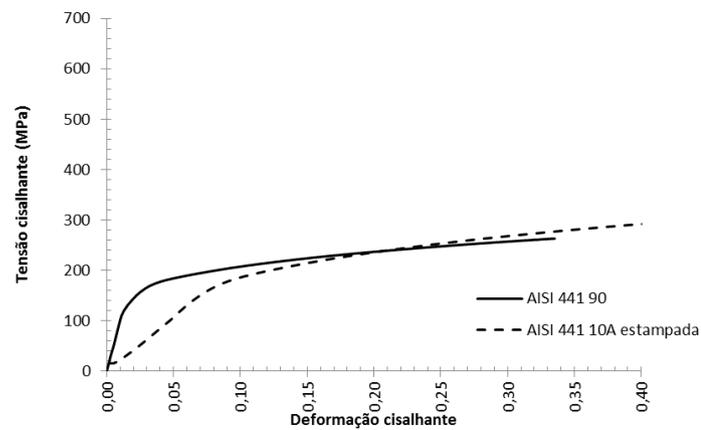
Figura 4.29 – Curva comparativa entre o aço AISI 441 no estado como recebido e aço AISI 441 após estampagem do material.



(h)



(i)



(j)

(h) Região 8, (i) região 9 e (j) região 10.

O material após a estampagem não estava perfeitamente plano, por este motivo isso pode influenciar nas curvas de tensão cisalhante apresentando a inclinação da reta inferior à dos corpos de prova como recebido.

A explicação para o comportamento de endurecimento por encruamento ou o amaciamento dos materiais após a estampagem por estiramento, quando comparado com o estado inicial dos mesmos deve considerar diversas variáveis, dentre as quais, as principais fontes de anisotropia, quais foram os sistemas de escorregamento ativos durante as condições de solicitação mecânica, a possível evolução subestrutural das linhas de discordâncias e a evolução da textura ao longo de toda a condição de solicitação mecânica imposta aos dois aços inoxidáveis (PEETERS, 2001).

Geralmente, a quantidade de deformação plástica é diretamente proporcional à tensão de escoamento necessária para deformar o material, como resultado do aumento do encruamento. No entanto, transientes da taxa de encruamento, ou seja, desvios da evolução do encruamento à medida que o material é deformado plasticamente podem ocorrer como resultado da reorganização subestrutural que o material experimenta à medida que o modo de deformação é alterado. Esse tipo de comportamento pode ser associado à variação da resposta mecânica exibida pelos aços AISI 430 e AISI 441 em função da posição da retirada dos corpos de prova de cisalhamento do produto estampado, sendo isso uma evidência da influência da trajetória de deformação no comportamento mecânico apresentado por esses aços, (LOPES, A, 2001).

A ocorrência do aumento da tensão de escoamento em cisalhamento foi maior em regiões que, pela análise visual, foram submetidas à uma quantidade maior de deformação durante a estampagem, como por exemplo, as regiões 3, 6, 7, 8 e 9, o que favorece o desenvolvimento das paredes de células com elevada densidade de discordâncias, responsáveis por restringirem o movimento das discordâncias móveis (SANTOS, T., 2016).

4.5.2 Cisalhamento com mudança da taxa de deformação após pré-deformação por estampagem

As amostras pré-deformadas por estampagem foram submetidas à mudança na taxa de deformação de modo similar ao praticado nas amostras no estado como recebido (veja item 4.3.3). Nesta etapa foram selecionadas as regiões que ocorreram as maiores deformações plásticas nesse processo. Conforme apresentado no item 2.5.2 as duas regiões mais importantes são o flange e a parede que experimentou a maior parte da força necessária para causar deformação.

O valores obtidos do expoente de sensibilidade à mudança da taxa de deformação em duas amostras retiradas da região 1 do o aço AISI 430 e das regiões 1 e 9 do aço AISI 441, podem ser observados na tabela 4.7. De uma mesma região, foram retiradas mais de uma amostra, sendo isso indicado na tabela 4.7 com uso de letra para identificação das amostras.

Tabela 4.7 – valores do expoente de velocidade m obtidos após mudança na taxa de deformação para os aços AISI 430 e AISI 441 para as regiões selecionadas.

Aço / Região	Expoente de velocidade " m "
AISI 430 - 1A	0,005744379
AISI 430 - 2A	0,006266009
AISI 441 - 1B	0,007072885
AISI 441 - 1C	0,008201983
AISI 441 - 1D	0,007367901
AISI 441 - 9A	0,007144545
AISI 441 - 9B	0,007234722

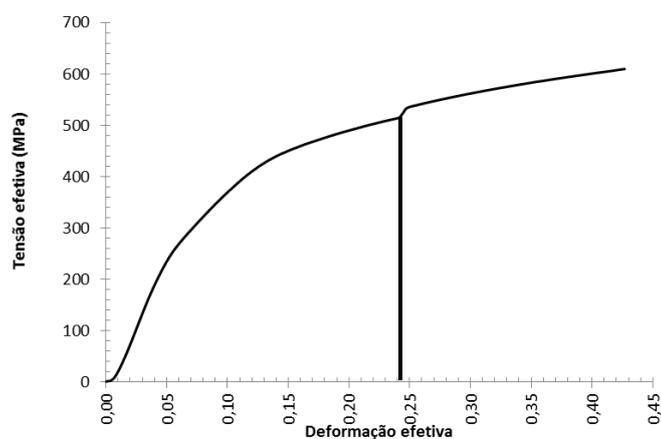
Fonte: O próprio autor.

O aço AISI 430 obteve valores de expoente de sensibilidade à mudança da taxa de deformação inferiores aos valores do aço AISI 441 conforme esperado, pois os dois aços foram ensaiados à mesma temperatura (temperatura ambiente) e o primeiro aço exibiu no estado como recebido parâmetros de resistência mecânica menores que os observados para o aço AISI 441 (LE e LRT).

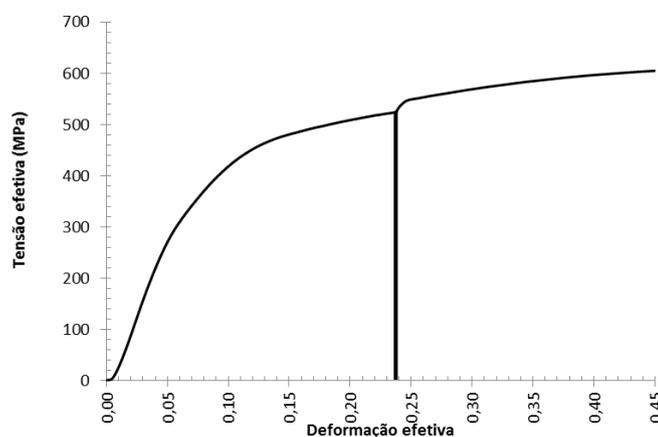
A figura 4.28 evidencia os gráficos obtidos no ensaio de cisalhamento após a mudança na taxa de deformação para ambos os aços.

Comportamento similar foi observado para a influência da mudança da taxa de deformação no comportamento mecânico do material quando a análise foi feita no estado como recebido desse material, veja item 4.3.2.

Figura 4.30 – Curva tensão efetiva em função da deformação efetiva para uma amostras dos aços AISI 430 e AISI 441 com variação da taxa de deformação em regiões que foram solicitadas a deformações plásticas impostas pela estampagem das chapas.



(a)



(b)

(a) evidencia gráfico referente ao aço AISI 430 e (b) gráfico do aço AISI 441.

Fonte: O próprio autor.

A taxa de deformação tem uma influência importante na evolução da microestrutura do metal. Ocorre que ao aumentar a taxa de deformação pode ocorrer o aumento de

densidades de discordâncias armazenadas e a diminuição da média de tamanho das células (NES, 1997; RUSTY GRAY III, 2012 in SANTOS, T., 2016). A recristalização dinâmica pode gerar o aumento da resistência dos materiais policristalinos, este fenômeno durante deformações plásticas severas, as discordâncias podem gerar novos grãos. Essas características tem relação direta com as propriedades dos materiais como resistência mecânica e ductilidade (SANTOS, T., 2016).

A variação da taxa de deformação, modifica gradualmente a resistência mecânica dos materiais. Pois a sensibilidade à taxa de deformação será diretamente proporcional ao aumento na taxa de deformação, tanto para materiais com estrutura cristalina C.C.C. e C.F.C, tanto para valores quase estáticos ou para valores dinâmicos de variação da taxa de deformação. A dependência dessa taxa de deformação pode se comparada com a influência da temperatura ao qual o material é submetido. Em baixas temperaturas, o material exibe baixa sensibilidade da taxa de deformação se comparado a temperaturas elevadas, a tensão pode ser até três vezes maior (FICHERA, 2015).

5. COMENTÁRIOS FINAIS

A avaliação das características mecânicas dos aços AISI 430 e AISI 441 apresentou resultados que evidenciaram diferenças entre o comportamento mecânico desses materiais. Essa afirmação é baseada nos resultados encontrados quanto à caracterização mecânica em 3 (três) direções: 0°, 45° e a 90° em relação à direção de laminação original das chapas, evidenciando assim, a diferença quanto à orientação cristalográfica dos dois aços inoxidáveis, bem como à diferença quanto à sensibilidade da tensão à mudança da taxa de deformação e por fim, a resposta exibida pelos mesmos após a operação de estampagem.

Abaixo serão apresentados os principais tópicos quanto à explicação do comportamento mecânico apresentado pelos aços AISI 430 e AISI 441 após a mudança da trajetória de deformação aplicada aos mesmos:

- a) apesar de o aço AISI 441 ter tamanho de grão ferrítico maior que o aço AISI 430, o primeiro aço exibiu resistência mecânica no estado inicial maior que a exibida pelo aço AISI 430, podendo isso ser relacionado com a presença de Ni e Ti estabilizados em sua estrutura ferrítica, desprezando os efeitos da diferença de tamanho de grão entre esses dois materiais. Apesar de possuir resistência mecânica inferior, o aço AISI 430 consegue conciliar deformação com resistência mecânica;
- b) em termos absolutos, a partir dos resultados obtidos neste trabalho verificou-se que embora as propriedades mecânicas dos aços AISI 430 e AISI 441 fossem semelhantes em termos do valor de ductilidade (valores de alongamento uniforme), a maior resistência mecânica apresentada pelo aço AISI 441) tem por consequência a redução do campo de deformação do aço se for considerado o valor da razão elástica, (LE/LRT);
- c) o comportamento mecânico com a mudança na trajetória da deformação não seguiu um padrão para os dois materiais. Ambos os aços apresentaram resistência mecânica maior para as amostras deformadas a 45° da direção de laminação, porém a direção de menor resistência mecânica foi a 90° DL para o aço AISI 430 e a 0° para o aço AISI 441;

- d) a variação na taxa de deformação aplicada ao aço AISI 430 apresentou o maior valor para o expoente de sensibilidade à mudança da taxa de deformação, m , a 45° DL enquanto para o aço AISI 441 isso foi observado a 0° DL, pouco maior que o encontrado a 45° DL, destacando que para ambos os materiais a direção que exibiu o menor valor de m foi a 90° ;
- e) o expoente de sensibilidade à mudança da taxa de deformação apresentou, para as direções estudadas, uma sensibilidade à mudança da taxa de deformação maior para o material deformado por estampagem quando comparado com o material no estado como recebido;
- f) a combinação dos modos de deformação em tração e cisalhamento (rota tração-cisalhamento) exibiu amaciamento para os dois aços inoxidáveis após a pré-deformação em tração de 20%;
- g) após a estampagem por estiramento os aços foram submetidos a ensaios de cisalhamento e verificou-se tanto o endurecimento quanto o amaciamento, em função da posição da retirada dos corpos de prova para o ensaio de cisalhamento subsequente à estampagem. Esse resultado indica que para o mesmo produto deformado por estampagem, houve solicitação mecânica diferente que possibilitou não só a organização de uma respectiva subestrutura de discordâncias bem como orientação cristalográfica específica que contribuíram para o comportamento mecânico diferenciado em função da posição de retirada do corpo de prova;

6. REFERÊNCIAS

- ARTHUSO, E. C. M., **Influência da taxa de deformação e da temperatura na ductilidade a quente do aço inoxidável duplex UNS S32304**. 2013. Dissertação de mestrado – Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.
- APERAM, **Aço inox: especificações técnicas** fichas técnicas, 2012. Disponível em: http://www.aperam.com/brasil/port/produtos_servicos/inox_biblioteca.asp Acesso em 09/04/2014
- ASM METALS HANDBOOK, **Forming and forging – Formability Testing of Sheet Metals**, 9th Edition. Ohio: American Society for Metal – ASM International, v.14, 2001.
- ASM METALS HANDBOOK, **Properties and Selection: Iron Steels, and High Performance Alloys**, 2nd edition. Ohio: American Society for Metal – ASM International, v.14, 2001.
- BAÚ, A. R., **Estudo do Processo de Estampagem para Materiais Alternativos na Fabricação de um Componente para a Indústria de Máquinas Agrícolas**. 2015. Dissertação de mestrado – Engenharia de Minas, Metalurgia e de Materiais, Universidade Federal do Rio grande do Sul, Porto Alegre.
- BHADESHIA, H.K.D.H.; HONEYCOMBE, R.W.K. **Steels: Microstructure and properties**. 3^a ed. Oxford: Elsevier Ltd, 2006.
- BODIN, A. **Intercritical deformation of low alloy steels**. 2002. PhD Thesis, TU Delf, Netherlands.
- BOUVIER, S., HADDADI, H., LEVÉE, P., TEODOSIU, C., **Simple shear tests: Experimental techniques and characterization of the plastic anisotropy of rolled sheets at large strains**. Journal of Materials Processing Technology 172, University Paris, França, 2005.
- CALLISTER, W. D., **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. John Wiley & Sons, Inc., 2002.
- CARRAMANHOS, Douglas Martins, **Texturas de deformação e recristalização de aços inoxidáveis ferríticos dos tipos AISI 430 e 409**. 2006. Dissertação de mestrado – Ciência dos Materiais, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro-RJ.
- CHIAVERINI, V., **Aços e Ferros Fundidos – Características Gerais, Tratamentos Térmicos, Principais Tipos**. 7^a ed., São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, ABM, 2005.
- CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7^a ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM, 2005. 599p.

CHIAVERINI, V. **Tecnologia mecânica**. 3ª ed. São Paulo: Mc Graw-Hill, 1986.

CHUNG, K. WAGONER, R.H. **Efect of stress-strain-law transients on formability**, Metallurgical transactions A, vol. 17, pags. 1001 a 1009. Junho. (1986).

COFFIN, L.F., TAVERNELLI, J.F. **The cyclic Straining and fatigue of metals**. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, v. 215, p. 794-807, Outubro 1959.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4ª ed. São Paulo: Blücher, 2008.

CORRÊA, E.C.S. **Aspectos do Encruamento de Metais Previamente Deformados a Frio**. 2004. Tese de Doutorado – Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte.

COTRELL, A. H. **An introduction to Metallurgy**, 1967, Edward Arnold Ltd, Londres. p. 266-269.

DA SILVA DIAS, F.M., FONSECA, F. A. V., HAUEGEN, C. G., LINS, J. F. C., DE CAMPOS, M. F. **Textura e comportamento mecânico de aços IF estabilizados ao Ti e Nb-Ti**. Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração, v.9, n.4, 2012.

DIETER, G. E. **Metalurgia Mecânica**. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Koogan S.A, 1981

DOONG, S.H., SOCIE, D.F., **Deformations Mechanisms of Metals under Complex Non-Proportional Cyclic Loading, Fatigue under Biaxial and Multiaxial Loadings**. Mechanical Engineering Publications, pag. 305-320, London, 1991.

ENGLER, Olaf; RANDLE, Valerie. **Introduction to texture analysis: macrotexture, microtexture and orientation mapping**. 2ª ed. Boca Raton, FL, EUA: CRC Press, 2010.

FERREIRA, A. C., CARMO, D. C. D., ESCOBAR, D. M. P., SANTOS, D. B., **Estudo comparativo de métodos de avaliação da recristalização para o aço inoxidável ferrítico AISI 430E**. Tecnol. Metal. Mater. Miner., São Paulo, v. 11, n. 3, p. 260-266, jul./set. 2014.

FERREIRA DUARTE, J., BARATA DA ROCHA, A., BACROIX, B., GRACIO, J.J **Proceedings of the 19th Bienal IDDRG96 Congres, Miskolc, Hungria, p. 367, 1999**

FERREIRA FILHO, Antenor et al. **Evolução da textura cristalográfica de chapas de aço inoxidável ferrítico do tipo AISI 430 durante laminação a frio, recozimento e estampagem**. REM: R esc Minas. Ouro Preto, 2008.

FERREIRA, José Sérgio. **“Efeito da fração volumétrica de martensita, formada no resfriamento após resfriamento intercrítico, no grau de estriamento, propriedades mecânicas e estampabilidade de um aço tipo AISI 430”**. 2005.

Dissertação de mestrado – Engenharia Metalúrgica e de Minas. Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte.

FICHERA, Claudio. **High Strain-Rate and Temperature Behaviour of Metals: Advanced Testing and Modelling**. 2015. Tese de Doutorado. Politecnico di Torino.

FUJITA, Nobuhiro; BHADESHIA, H. K. D. H.; KIKUCHI, Masao. **Precipitation sequence in niobium-alloyed ferritic stainless steel**. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering, v. 12, n. 2, p. 273, 2004.

HERRERA, C., DE LIMA, N. B., KLIAUGA, A. M., & PADILHA, A. F. **Microestrutura e textura de fitas produzidas por “melt-spinning” e de chapas laminadas de um mesmo aço inoxidável dúplex**. Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos-SP. 2014.

JIA, W.P., FERNANDES, J.P., **Mechanical Behaviour and the Evolution of the Dislocation Structure of Copper Polycrystal Deformed under Fatigue-Tension and Tension-Fatigue Sequential Strain Paths**. Materials Science and Engineering, v. 348A, p. 133-144, 2003.

HOSFORD, W. F., CADDELL, R. M. **Metal forming: mechanics and metallurgy**. 4ª ed. Nova York, Cambridge University Press, 2011.

LOPES, Augusto Luís Barros. **Análise microestrutural das instabilidades plásticas em materiais metálicos**, 2001. Tese de Doutorado – Engenharia Cerâmica e do Vidro. Universidade de Aveiro, Santiago.

LOPES, Wellington. **Estudo do Encruamento dos Aços AISI 304 e AISI 409 com Uso da Técnica de Cisalhamento Planar Simples**. 2009. Tese de Doutorado – Engenharia Metalúrgica e de Minas. Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte.

LOPES, Wellington. **Efeito da pré-deformação e direção de solicitação no comportamento mecânico do aço inoxidável AISI 430E com o uso do ensaio de cisalhamento para alterar a trajetória de deformação**. 2006. Dissertação de mestrado – Engenharia Mecânica. Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte.

MARINHO, E. P., RIBEIRO, F. C., BATALHA, G. F., **Abordagem de controle de processo de fabricação de peças aeronáuticas por conformação superplástica de chapas de ligas de alumínio**, 6º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, Caxias do Sul, RS, 2011.

MATOS, L.E.R., AQUINO, R.N., CORRÊA, E.C.S., AGUILAR, M.T.P., CETLIN, P.R., LOPES, Wellington, **Caracterização mecânica e microestrutural do aço AISI 409 para a rota laminação / tração / tração**, 6º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, Caxias do Sul, RS, 2011.

MEYERS, M.A. CHAWLA, K.K. **Princípios da Metalurgia Mecânica**. 1ª ed. São Paulo: Edgard Blucher Ltda., 1982. 505p.

MESQUITA, E. L. A., **Estampagem dos aços inoxidáveis**, Consultoria Acesita, 1997.

MORALES, L.F.G., HINRICHS, R., FERNANDES, L.A.D., **A Técnica de Difração de Elétrons Retro-espalhados (EBSD) em Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) e sua Aplicação no Estudo de Rochas Deformadas**, Revista Pesquisa em Geociências, vol. 34. Pag. 19-34, Porto Alegre, Brasil, 2007.

MORRIS, David G.; MUNOZ-MORRIS, M. A.; BAUDIN, C. **The high-temperature strength of some Fe 3 Al alloys**. Acta materialia, v. 52, n. 9, p. 2827-2836, 2004.

NELLESSEN, J., SANDLÖBES, S., RAABE, D. **Effects of strain amplitude, cycle number and orientation on low cycle fatigue microstructures in austenitic stainless steel studied by electron channelling contrast imaging** Max-Planck-Institut für Eisenforschung GmbH, Department for Microstructure Physics and Alloy Design, 40237 Düsseldorf, Alemanha, 2015.

OLIVEIRA, A.F. **Caracterização de um aço IF após a relaminação num laminador de encruamento**. 2010. Dissertação de Mestrado. USP, São Paulo.

OLIVEIRA, T, R., et al. **Aço inoxidável ferrítico tipo ASTM 430 para estampagem profunda, com alto brilho e isento de estiramento**. 68º Congresso Anual da ABM Internacional, Belo Horizonte, MG, 2013.

PHAM, M. S., HOLDSWORTH, S. R., JANSSENS, K. G. F., MAZZA, E. **Cyclic deformation response of AISI 316L at room temperature: Mechanical behaviour, microstructural evolution, physically-based evolutionary constitutive modeling**. International Journal of Plasticity 47, Elsevier, pages 143 – 164. Suíça, 2013.

PEETERS, B., et al. **Work-hardening/softening behaviour of bcc polycrystals during changing strain paths: I. An integrated model based on substructure and texture evolution, and its prediction of the stress–strain behaviour of an IF steel during two-stage strain paths**. Acta Materialia, v. 49, n. 9, p. 1607-1619, 2001.

RAUCH, E. F. **Plastic Anisotropy of sheet Metals Determined by simple Shear Tests tests**. Materials Science and Engineering. Materials Science and Engineering v. 241A, p. 179-183, 1998.

RAUCH, E. F. **Plasticity of Metals During Cold Working Multiscale Phenomena in Plasticity**. In J. Lépinoux et al. (eds) **Multiscale Phenomena in Plasticity**, Kluwer Academic Publishers, p. 303-318, 2000.

RAUCH, E. F. **The flow law of mild steel under monotonic or complex strain path.** Solid state phenomena, v.23, p. 317 – 334, Janeiro, 1992.

RAUCH, E. F., THUILLIER, S. **Rheological behaviour of mild steel under monotonic loading conditions and cross-loading.** Materials Science and Engineering A164, p. 255-259, 1993.

SANTOS, J. P. **Influência do ângulo de corte e da anisotropia nas propriedades magnéticas dos aços elétricos - o efeito textura.** 2005. Dissertação de mestrado – Engenharia elétrica, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

SANTOS, T. D., ROSA, P. A. R., MAGHOUS, S., ROSSI, R., **A simplified approach to high strain rate effects in cold deformation of polycrystalline FCC metals: Constitutive formulation and model calibration.** International Journal of Plasticity (2016), doi: 10.1016/j.ijplas.2016.02.003.

SALES, Valmir. **Análise do comportamento dos aços inoxidáveis AISI 304 e SAF 2205 em diferentes condições de dobramento.** 2013. Dissertação de mestrado – Engenharia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica, Belo Horizonte.

SARDINHA, N. A. **Comparação da textura e propriedades mecânicas de um aço IF para estampagem resultante da laminação convencional e assimétrica.** 2012. Dissertação de mestrado – Ciência dos materiais, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro.

SAUZAY, M., KUBIN, L. P., **Scaling laws for dislocation microstructures in monotonic and cyclic deformation of fcc metals.** Progress in Materials Science, v. 56, n.6, p. 725-784, 2011.

SCHWARTZ, A. J. et al. **Electron Backscatter Diffraction in Materials Science.** 2. Ed. Nova York. Springer Science-Business Media, 2009.

SELLO, M. P. STUMPF, W. E. **Laves phase embrittlement of the ferritic stainless steel type AISI 441.** Materials Science and Engineering A, v. 527, South Africa, p. 5194-5202, 2010.

SIQUEIRA, R. P. **Efeitos de orientação na recristalização do aço inoxidável ferrítico AISI 430 com grãos grosseiros e estabilizado ao nióbio.** 2010. Tese de doutorado – Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo, Lorena.

SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais.** 3 ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2010.

SMITH, W. F.; HASHEMI, J. **Fundamentos de engenharia e ciência dos materiais.** 5ª ed. McGraw Hill Brasil, 2013.

SOUZA, S. A. **Ensaio mecânicos de materiais metálicos.** Fundamentos teóricos e práticos. 5ª ed. São Paulo: ed Edgard Blücher, 1982.

TAYER, S. S. **Estudo da Influência do Lubrificante na Estampagem de Aço Eletro galvanizado.** 2011. Dissertação de mestrado – Engenharia Mecânica. Universidade Federal de São João del-Rey. São João del-Rey.

THUILLIER, S., MANACH, P. Y., MENEZES, L.F. **Occurrence of strain path changes in a two-stage deep drawing process.** Journal of Materials Processing Technology, v. 210, n. 2, p. 226-232, 2010.

WEN, W., BORODACHENKOVA, M., TOMÉ, C. N., VINCZE, G., RAUCH, E. F., BARLAT, F., GRÁCIO, J. J., **Mechanical behavior of Mg subjected to strain path changes: Experiments and modeling.** International Journal of Plasticity, V.73, p. 171 – 183, 2015.

WIZANG, L. S. et al. **Prediction of anisotropy and hardening for metallic sheets in tension, simple shear and biaxial tension.** International Journal of Mechanical Sciences. V. 53, n. 5, p. 338-347, 2011.