CAIO DE PAULA CAMARGO PISANO

**CARACTERIZAÇÃO E COMPARAÇÃO DOS PROCEDIMENTOS DE OBTENÇÃO
DA CURVA LIMITE DE CONFORMAÇÃO E DAS CARACTERÍSTICAS DE
ESTAMPAGEM DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DIN 1.4509 E AISI 321.**

Dissertação apresentada à Escola
Politécnica da Universidade de São
Paulo, para obtenção de título de
Mestre em Ciências.

São Paulo

2017

CAIO DE PAULA CAMARGO PISANO

**CARACTERIZAÇÃO E COMPARAÇÃO DOS PROCEDIMENTOS DE OBTENÇÃO
DA CURVA LIMITE DE CONFORMAÇÃO E DAS CARACTERÍSTICAS DE
ESTAMPAGEM DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DIN 1.4509 E AISI 321.**

Dissertação apresentada à Escola
Politécnica da Universidade de São
Paulo para obtenção do título de
Mestre em Ciências.

Área de Concentração: Engenharia
Metalúrgica e de Materiais – PMT

Orientador: Prof. Dr. Cláudio Geraldo
Schön.

São Paulo

2017

Este exemplar foi revisado e alterado em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.

São Paulo, 01 de Julho de 2017

Assinatura do autor

Assinatura do orientador

FICHA CATALOGRÁFICA

Pisano, Caio de Paula Camargo

Caracterização e comparação dos procedimentos de obtenção da Curva Limite de Conformação e das características de estampagem dos aços inoxidáveis DIN 1.4509 e AISI 321 / C. P. C. Pisano -- versão corr. -- São Paulo, 2017.
140 p.

Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1.Aços Inoxidáveis 2.Estampagem 3.Curvas Limites de Conformação I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II.t.

*“Nunca ore suplicando cargas mais
leves, e sim ombros mais fortes.”*

Philips Brooks

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho a meus pais, Carmen Silvia de Paula Camargo e Domingos Palmiro Pisano, ao meu irmão Felipe de Paula Camargo Fávero e aos meus colegas de trabalho da Aperam South America.

AGRADECIMENTOS

Como autor desta tese de mestrado eu gostaria de agradecer a minha família por todo incentivo e apoio à minha educação, em especial à minha mãe Carmen Silvia de Paula Camargo;

Ao Prof. Dr. Cláudio Geraldo Schön, por ter me orientado nesta árdua tarefa;

Ao Prof. Dr. Ângelo Fernando Padilha, pelo auxílio na realização de alguns ensaios e esclarecimentos durante o trabalho;

Deixo um agradecimento especial aos meus colegas de trabalho pela incansável ajuda e incentivo durante a elaboração deste trabalho, em especial ao Hélio José Batista Alves, Robson Guimaraes Lopes, Rodrigo Barony Bruzi, Ricardo José Gonçalves Costa, Wilian da Silva Labiapari e Tarcísio Reis.

Agradeço também os demais colegas que de uma maneira ou de outra acabaram me ajudando durante a elaboração do trabalho, Reinaldo de Oliveira Cruz, Geovane Martins Castro, Julio di Cunto, Lúcio Bailo, Iwao Ishizaki, Rafael Rezende Montes, Tiago Lima, Rodrigo Adriano, Roberto Guida, Paulo Balsamo, Marcio Nascimento Cunha, Paulo Sergio Ribeiro, Pierre Olivier Santacreu, Aurelien Buteri, Valdomiro Crispim e demais colegas que não foram citados.

A todos que, direta ou indiretamente, me ajudaram na elaboração do presente trabalho;

RESUMO

Com a grande demanda do mercado brasileiro, e mundial, por desenvolvimento de novas tecnologias, redução de custos e de complexidade, os processos industriais buscam cada vez mais alternativas inovadoras. Para que essa evolução seja possível, é fundamental que todos os componentes da cadeia industrial também se desenvolvam, tornando assim as matérias primas, como aços, polímeros, alumínio, e outros metais que estão na base da cadeia, um grande foco de estudos. A indústria siderúrgica, em específico, vem buscando este desenvolvimento nos últimos anos, trabalhando principalmente no desempenho que os materiais terão nos processos industriais, tais como estampagem, soldagem e muitos outros. O processo de estampagem requer o desenvolvimento destes materiais, já que este solicita matérias primas com um bom desempenho mecânico, capaz de absorver possíveis variações e dificuldades que existem em uma linha de produção industrial. Para que este objetivo seja atingido, deve-se dedicar tempo e recursos para encontrar a combinação ideal entre pesquisa e processo produtivo e, assim, otimizar as características mecânicas e químicas dos materiais para o desenvolvimento da cadeia industrial. No contexto da estampagem há um bom indicativo para prever qual será o desempenho de um material: a Curva Limite de Conformação (CLC). Neste presente trabalho os conceitos da CLC serão discutidos, e aplicados a dois aços inoxidáveis distintos, um da família ferrítica (DIN 1.4509) e outro da família austenítica (AISI 321). Além disso, também serão abordadas as principais características metalúrgicas e mecânicas, correlacionadas à estampagem, destes materiais e as principais formas de utilizar estas informações na prática industrial com o objetivo de aperfeiçoar o desempenho do material nos processos e principalmente, quando possível, promover a migração de uma liga austenítica, por uma liga ferrítica, com o objetivo de redução e estabilidade nos custos.

Palavras Chave: Aço Inoxidável. Estampagem. Curva Limite de Conformação

ABSTRACT

With the increase of the market demand, both in Brazilian, and in the world, for the development of new technologies, cost and complexity reduction, the industrial processes have been investigating for innovative solutions. In order to this evolution to take place all industrial chain players would have to develop. Therefore all raw materials, such as steels, polymers, aluminum and other metals are in evidence to become the focus of investigation. The steel industry, in particular, has been searching for this evolution over the last years, working in their processes with the goal to increase the performance of the grades on the industrial processes, such as deep drawing, welding, and many others. The deep drawing process is a great motivator to the development of the steels, since it requires a high mechanical performance from the material, to absorb possible variations and difficulties which may occur in an industrial production line. In order to achieve this goal, time and resources must be spent to find the perfect combination between research centers and production processes, optimizing the chemical and mechanical characteristics of the steels, so the development of the whole chain can also advance. Within the deep drawing field of study, a good indicative to predict the material's performance is the Forming Limit Diagram (FLD) and in this work the concepts of these FLD's will be discussed and applied to two stainless steel grades: a ferritic stainless steel (DIN 1.4509) and an austenitic stainless steel (AISI 321). In addition, the main metallurgical and mechanical properties of these materials, related to the deep drawing, will be approached along with the best ways to apply this kind of information to the industrial practices, in order to increase the material performance and, whenever possible change the austenitic stainless steel to the ferritic stainless steel, in order to reduce and keep the costs stable.

Key Words: Stainless Steel. Deep Drawing. Forming Limit Diagram.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Oxidação de ligas Fe-Cr, em atmosfera rural, após 52 meses [2].	5
Figura 2 - Comportamento de um aço sem passivação na solução de Ácido Sulfúrico, com 50% de concentração, com a adição de oxidantes [2].	7
Figura 3 - Comportamento do aço inoxidável na solução de Ácido Sulfúrico, com 50% de concentração, com a adição de oxidantes [2].	8
Figura 4 - Correlações entre as famílias de aços inoxidáveis, a partir do austenítico AISI 304 [Adaptado de 10].	9
Figura 5 - Representações da estrutura cúbica de faces centradas (CFC), (a) uma representação de célula unitária por esferas sólidas, (b) uma representação de célula unitária por esferas sólidas reduzidas [15].	10
Figura 6 - Diagrama de Fases Ternário Ferro-Níquel-Cromo a 900°C [Adaptado de 17].	11
Figura 7 - Variação da formação martensítica, induzida por deformação a frio, a partir da variação das temperaturas de processo e da quantidade de Carbono na liga [19].	12
Figura 8 - Comparação da formação martensítica induzida por deformação em três aços inoxidáveis austeníticos distintos, após 35% de deformação, na mesma temperatura. As regiões escuras indicam a martensita. (a) Aço UNS S30153, (b) Aço UNS S20153, (c) Aço UNS S30403 [Relatórios internos da Aperam South America].	12
Figura 9 - Representação do sistema de escorregamento da estrutura CFC, que consiste do plano {111} e direções $\langle 110 \rangle$ [Adaptado de 24].	14
Figura 10 - Falhas de empilhamento em uma estrutura CFC. a) falha de empilhamento intrínseca. b) falha de empilhamento extrínseca [27].	15
Figura 11 - Principais Aços Inoxidáveis Austeníticos e suas diferenciações a partir do aço AISI 304 [2].	16

Figura 12 - Efeito do teor de Níquel na CST de um aço inoxidável austenítico, em Cloreto de Magnésio 42% em Ebulição [Adaptado de 2].	17
Figura 13 - CST em uma autoclave fabricada com aço AISI 304 [2].	17
Figura 14 - Representações da estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), (a) uma representação de célula unitária por esferas sólidas, (b) uma representação de célula unitária por esferas sólidas reduzidas [15].	18
Figura 15 - Diagrama de Fases Binário Ferro-Cromo [Adaptado de 10].	19
Figura 16 - Diagrama de Kaltenhauser [31].	19
Figura 17 - Influência da estabilização na formação de martensita nos contornos de grão de um aço ferrítico. a) Liga estabilizada com Ti + Nb sem presença de martensita. b) Liga AISI 430, sem adição de estabilizantes, com formação martensítica. [Acervo da Aperam South America].	20
Figura 18 – Microestrutura de um aço 430; aquecido a 900°C – 10 minutos [33].	20
Figura 19 - Influência da estabilização no aço AISI 409 e da energia de soldagem na precipitação de carbonetos no contorno de grão, onde BE = 0,7KJ/cm e AE = 1,5 KJ/cm [Acervo da Aperam South America].	21
Figura 20 - Principais precipitados originados a partir dos elementos estabilizantes e suas respectivas temperaturas de solubilização [35].	22
Figura 21 - Variação do preço do Níquel na Bolsa de Metais de Londres (LME) desde Janeiro de 2007 até 19 de Setembro de 2016. [Fonte: http://www.lme.com/en-gb/metals/non-ferrous/nickel/#tab2].	23
Figura 22 - Influência da temperatura na temperatura de transição dúctil-frágil [Adaptado de 37].	27
Figura 23 - Principais Aços Inoxidáveis Ferríticos e suas diferenciações a partir do aço AISI 430 [2].	27

Figura 24 – Modelo esquemático do processo de Aciaria da Aperam South America [Acervo do Aperam South America].	28
Figura 25 – Modelo esquemático do processo de laminação a quente da Aperam South America [Acervo da Aperam South America].	29
Figura 26 - Modelo esquemático do processo de laminação a frio, recozimento e decapagem do processo da Aperam South America [Acervo da Aperam South America].	30
Figura 27 - Modelo Esquemático de Uma Prensa [Adaptado de 45].	31
Figura 28 - Parâmetros a se considerar para o sucesso no processo de estampagem [Adaptado de 42].	31
Figura 29 - Subdivisão das regiões do processo de embutimento de um copo metálico, para análise dos esforços envolvidos no processo [Adaptado de 46].	33
Figura 30 – (A) e (B) - Detalhamento dos esforços desenvolvidos ao longo do processo de estampagem do copo metálico. (C) - caracterização da seção transversal da peça depois do processo [Adaptado de 46].	34
Figura 31 - Caracterização do processo de estiramento [Adaptado de 47]. ...	35
Figura 32 - Modelo esquemático do conjunto de ferramental para priorização do processo de estiramento [Adaptado de 49].	36
Figura 33 - Influência da Estrutura Metalúrgica do Material, da pressão de Prensa-Chapas e do raio de ferramental no desempenho em Estampagem de uma cuba [Acervo da Aperam South America].	37
Figura 34 - Dimensões do corpo de prova, modelo chapa (espessuras entre 0,13 mm e 5 mm), definidas pela norma ASTM E8/E8M, em sua versão mais recente [52].	39
Figura 35 - Modelo esquemático de um ensaio de tração com instrumentação por extensômetro [Adaptado de 15].	40

Figura 36 - Modelo de uma curva tensão x deformação, com seus principais pontos [Adaptado de 15].	41
Figura 37 - Representação gráfica da transição da zona elástica para a zona plástica da curva tensão deformação e do limite de escoamento 0,2% [Adaptado de 15].	42
Figura 38 - Correlação das curvas de engenharia, verdadeira e verdadeira corrigida [Adaptado de 15].	46
Figura 39 – Conjunto de ferramental para o ensaio Swift [Adaptado de 42]...	47
Figura 40 - Conjunto de ferramental para o ensaio Erichsen [Adaptado de 49].	48
Figura 41 - Modos de Deformação em um processo de conformação [Adaptado de 61].	50
Figura 42 - Ferramental do ensaio Nakazima [Adaptado de 62].	51
Figura 43 - Corpos de Prova do Ensaio Nakazima [64].	51
Figura 44 - Modelo representativo de uma Curva Limite de Conformação [Adaptado de 60].	52
Figura 45 - Influência da espessura do material ensaiado na Curva Limite de Conformação [Adaptado de 45].	53
Figura 46 - Corpo de Prova coletado a 45° com relação ao sentido de laminação, para medição do valor de R [Adaptado de 69].	55
Figura 47 - Representação gráfica da textura cristalográfica. (a) Material com orientação preferencial de grãos. (b) material com orientação aleatória dos grãos [Adaptado de 71].	57
Figura 48 - Representação esquemática da textura de fibra (a) e da textura de chapa (b) com a representação da orientação de alguns grãos [40].	58

Figura 49 – Exemplo de uma projeção esferográfica, a) Posicionamento da amostra retangular do material a ser analisado em relação à esfera de referência. b) Projeção dos três pólos 100, 010 e 001 em um plano paralelo ao plano da superfície da amostra [Adaptado de 71].	60
Figura 50 - Representação da projeção dos pólos de mais grãos da amostra plana analisada, a) concentração de pontos nos planos (100), (010) e (001). b) Figura de pólo (100) mostrando as linhas de intensidade para os planos [Adaptado de 71].....	60
Figura 51 - Padrão de figura de pólo (200), mostrando as componentes de texturas ideais para um material CFC [Adaptado de 76].	61
Figura 52 - Representação do triângulo típico da figura de pólo inversa, com as respectivas orientações cristalográficas e suas posições [71].	62
Figura 53 - Relação entre o sistema de coordenadas da amostra a ser analisada (XYZ), que também pode ser interpretado por DL, DT e DN e o sistema de coordenadas da célula unitária do cristal [100], [010] e [001] [Adaptado de 79].	63
Figura 54 - Definição dos ângulos de Euler, segundo notação de Bunge [Adaptado de 83].....	64
Figura 55 - Vista tridimensional do espaço de Euler, com a representação de algumas orientações e fibras importantes [Adaptado de 78].	64
Figura 56 – Representação esquemática de orientações e fibras importantes nos cortes de $\phi_2 = 0^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$ para aços com estrutura CCC [Adaptado de 84]..	65
Figura 57 - Representação esquemática de orientações e fibras importantes nos cortes de $\phi_2 = 0^\circ$, $\phi_2 = 45^\circ$ e $\phi_2 = 65^\circ$ para aços com estrutura CFC, onde C = Cubo, Cu = Cobre, B = Latão, Rt-C = Cubo Rodado e Goss = G [Adaptado de 85].	65
Figura 58 - Influência da relação de fibra gama com fibra teta no aumento da capacidade de estampagem do material [Adaptado de 78].	67

Figura 59 - Influência positiva da presença das componentes da fibra gama no coeficiente de anisotropia normal dos aços de baixo carbono [Adaptado de 76].	67
Figura 60 - Amostragem dos materiais sendo realizada na tesoura longitudinal.	69
Figura 61 - Microscópio Ótico LEICA, modelo DMRM.	70
Figura 62 - Corpos de Provas obtidos após processo de usinagem CNC, nas três direções em relação ao sentido de laminação, 0°, 45° e 90°.	73
Figura 63 - Máquina Instron, modelo 5583, utilizada para realização dos ensaios de tração.	73
Figura 64 - Sistema AVE e deformação transversal do corpo de prova com as devidas marcações.	74
Figura 65 - Equipamento DRX Modelo XPert	76
Figura 66 - Microscópio Eletrônico de Varredura, modelo Philips XL30	77
Figura 67 - Prensa Erichsen, modelo 142-40, utilizada para realização dos ensaios Erichsen, Swift e levantamento das CLC's.	78
Figura 68 - Ferramental do Ensaio Erichsen, na condição de lubrificação com Molykote® e filme de PVC.	79
Figura 69 - Conjunto de ferramental utilizado para realização do ensaio Swift.	80
Figura 70 - Corpo de prova utilizado no ensaio Swift, após lubrificação com Molykote®.	81
Figura 71 - Corpo de prova com indicação da linha neutra para cálculo dos picos e vales, na relação de grau de orelhamento [91].	82
Figura 72 - Conjunto dos corpos de prova utilizados para o ensaio de levantamento da Curva Limite de Conformação.	83

Figura 73 - Aparatos para a realização da marcação eletrolítica.	84
Figura 74 - Conjunto de ferramental pra realização do ensaio de levantamento da Curva Limite de Conformação.	84
Figura 75 – Corpo de prova, pós-processo de estampagem, com a marcação eletrolítica e marcação de pontos próximos à estrição para reconhecimento do software ASAME.	85
Figura 76 - Posicionamento do cubo de referência do software ASAME na superfície da amostra ensaiada.	86
Figura 77 - Tela de trabalho do Software ASAME, no momento de conversão das imagens e da malha do corpo de prova.	87
Figura 78 - Comparação dos resultados de Dureza (HRb) entre os materiais DIN 1.4509 e AISI 321, em relação ao sentido de laminação.	90
Figura 79 - Efeito do endurecimento por solução sólida causado pela adição de elementos de liga no ferro puro [92].	91
Figura 80 - Microestrutura da superfície do aço DIN 1.4509 com aumento de 100X e referência de 100µm	93
Figura 81 - Microestrutura do centro da espessura do aço DIN 1.4509 com aumento de 100X e referência de 100µm	93
Figura 82 - Microestrutura da superfície do aço AISI 321 com aumento de 200X e referência de 50µm	94
Figura 83 - Microestrutura do centro da espessura do aço AISI 321 com aumento de 200X e referência de 50µm	94
Figura 84 - Nitretos de Titânio na estrutura do aço DIN 1.4509, com aumento de 100X e com sua respectiva referência.	96
Figura 85 - Nitretos de Titânio na estrutura do aço AISI 321, com aumento de 100X e com sua respectiva referência.	96

Figura 86 - Quantificação da ferrita delta, através de análise quantitativa de imagem com microscopia ótica.	98
Figura 87 - Avaliação do aspecto da ferrita delta na microestrutura do aço AISI 321, com ataque NaOH e aumento de 200X.	98
Figura 88 - Curva tensão x deformação para as três direções, longitudinal, diagonal e transversal em relação ao sentido de laminação, do aço DIN 1.4509 ensaiado.	100
Figura 89 - Curva tensão x deformação para as três direções, longitudinal, diagonal e transversal em relação ao sentido de laminação, do aço AISI 321 ensaiado	100
Figura 90 - Curva tensão x deformação comparativa para os aços AISI 321 e DIN 1.4509.....	102
Figura 91 - Comparação do coeficiente de encruamento, em relação à direção de laminação, para os aços ensaiados.	103
Figura 92 - Curva derivada da tensão real vs deformação real com filtro de Savitzky-Golay.	104
Figura 93 - Resultados de Alongamento Total e Uniforme para os aços ensaiados, em relação à direção de laminação.....	105
Figura 94 - Resultados do Limite de Escoamento 0,2% obtidos a partir do ensaio de tração, para os dois materiais nos três sentidos (0°, 45° e 90°).	106
Figura 95 - Influência de algumas texturas na variação do Limite de Escoamento, em relação à direção de laminação [76].	107
Figura 96 - Resultados do Limite de Resistência obtidos a partir do ensaio de tração, para os dois materiais nos três sentidos (0°, 45° e 90°).	108
Figura 97 - ODFs do aço DIN 1.4509, com ϕ_2 variando de 0° a 90°. a) ODFs da Superfície b) ODFs do Centro da espessura.....	109

Figura 98 – ODFs do aço AISI 321, com ϕ_2 variando de 0° a 90°. a) ODFs da Superfície b) ODFs do Centro da espessura.	110
Figura 99 - Influência da redução a frio na formação de fibra gama em alguns aços produzidos pela Aperam South America [Acervo do Autor].	111
Figura 100 - Mapa EBSD, para a direção normal do aço DIN 1.4509, com a figura de pólo inversa e a quantificação das principais orientações.	113
Figura 101 - Mapa EBSD, para a direção normal do aço AISI 321, com a figura de pólo inversa e a quantificação das principais orientações.	113
Figura 102 - Coeficientes de Lankford em relação à direção de laminação para os materiais ensaiados.	114
Figura 103 - Comparação dos coeficientes de anisotropia normal entre os materiais ensaiados.	116
Figura 104 - Comparação dos resultados de anisotropia planar entre os materiais ensaiados.	117
Figura 105 - Resultados do Ensaio Erichsen, na condição apenas com Lubrificante, evidenciando os IE's e as cargas médias da máquina.	118
Figura 106 - Resultados do Ensaio Erichsen, na condição com Lubrificante + PVC, evidenciando os IE's e as cargas médias da máquina.	118
Figura 107 - Corpos de prova do Ensaio Erichsen para o aço 1.4509.	119
Figura 108 - Corpos de prova do Ensaio Erichsen para o aço AISI 321.	120
Figura 109 - Resultados do ensaio Swift para o aço DIN 1.4509	121
Figura 110 - Resultados do ensaio Swift para o aço AISI 321.	121
Figura 111 - Conjunto de corpos de prova do ensaio Swift realizado para o aço DIN 1.4509.	122

Figura 112 - Conjunto de corpos de prova do ensaio Swift realizado para o aço AISI 321.	123
Figura 113 - CLC's experimentais sobrepostas para o aço DIN 1.4509 e AISI 321.....	124
Figura 114 - Redução de espessura nos pontos de maior deformação para os dois materiais.....	125

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química e nomenclatura dos principais aços inoxidáveis austeníticos [16].	10
Tabela 2 - Composição química nominal da primeira geração de aços inoxidáveis ferríticos [Adaptado de 10].....	24
Tabela 3 - Composição química nominal da segunda geração de aços inoxidáveis ferríticos [Adaptado de 10].....	24
Tabela 4 - Composição química nominal da terceira geração de aços inoxidáveis ferríticos [10].....	25
Tabela 5 - Valores típicos de n e K para alguns materiais [Adaptado de 15].	47
Tabela 6 - Principais fibras nos materiais com estrutura CFC e CCC. DN - Direção Normal, DT - Direção Transversal e DL - Direção de Laminação [Adaptado de 71].....	58
Tabela 7 - Definição da severidade das inclusões, por tipo, segundo diretrizes da norma ASTM E45-13 [90].....	72
Tabela 8 - Composição química das amostras do aço 441 (K41 Aperam) em estudo, laminado a frio, recozido e decapado na espessura de 2,00 mm, em comparação com a especificação da norma DIN EN 10088-2 (2014).	88
Tabela 9 - Composição química das amostras do aço AISI 321 em estudo, laminado a frio, recozido e decapado na espessura de 2,00 mm, em comparação com a especificação da norma ASTM A240/A240M - 16.	89
Tabela 10 - Resultados da medição do tamanho de grão, segundo ASTM E112-13 [89].	92
Tabela 11 - Resultados de Severidade das inclusões dos materiais ensaiados, segundo ASTM E45-13 [90].	95
Tabela 12 - Resultado do Grau de Orelhamento para o aço DIN 1.4509.	123

Tabela 13 - Resultado do Grau de Orelhamento para o aço AISI 321.	123
--	-----

LISTA DE ABREVIATURA E SIGLAS

ASTM:	American Society for Testing and Materials
AISI:	American Iron and Steel Institute
AOD:	Argon Oxygen Descarburization
AVE:	Vídeo Extensômetro Avançado
BF:	Bobina Laminada a Frio
BQ:	Bobina Laminada a Quente
CCC:	Estrutura Cúbica de Corpo Centrado
CFC:	Estrutura Cúbica de Face Centrada
CLC:	Curva Limite de Conformação
CST:	Corrosão Sob Tensão
DIN:	Deutsches Institut für Normung
EBSD:	Electron Backscatter Diffraction
EFE:	Energia de Falha de Empilhamento
Fe:	Ferro
FP:	Forno Panela
IE:	Índice Erichsen
IK:	Índice Kaltenhauser
LC:	Lingotamento Contínuo
LDR:	Limit Drawing Ratio (Limite de Estampagem)
LME:	Bolsa de Metais de Londres

MEV:	Microscópio Eletrônico de Varredura
MO:	Microscópio Ótico
ODF:	Função Distribuição de Orientação
PTG:	Pré-tratamento do Gusa
PIB:	Produto Interno Bruto
UNS:	Unified Numbering System
VOD:	Vacum Oxygen Descarburization
ZAC:	Zona Afetada pelo Calor

LISTA DE SÍMBOLOS

α :	Ferrita
γ :	Austenita
pH_b :	pH de Depassivação

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA.....	1
2	OBJETIVO.....	4
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	5
3.1	Aços Inoxidáveis.....	5
3.1.1	Fenômeno da Passivação	6
3.1.2	Nomenclaturas dos Aços Inoxidáveis	8
3.1.3	Famílias dos Aços Inoxidáveis	9
3.1.3.1	Aços Inoxidáveis Austeníticos.....	10
3.1.3.2	Aços Inoxidáveis Ferríticos	18
3.1.3.3	Processo de Produção dos Aços Inoxidáveis.....	28
3.2	Processos de Estampagem	30
3.2.1	Processo de Embutimento	32
3.2.2	Processo de Estiramento	34
3.2.3	Ensaio e Testes Tecnológicos para a Estampagem	38
3.2.3.1	Ensaio de Tração e Propriedades Mecânicas	38
3.2.3.2	Ensaio Swift.....	47
3.2.3.3	Ensaio Erichsen.....	48

3.2.3.4	Curvas Limites de Conformação (CLC).....	49
3.2.4	Propriedades dos Materiais Relacionadas à Estampagem	53
3.2.4.1	Coeficiente de Lankford	54
3.3	Textura Cristalográfica.....	56
3.3.1	Principais Tipos de Textura	57
3.3.2	Métodos de Representação da Textura Cristalográfica	59
3.3.2.1	Figuras de Pólo.....	59
3.3.2.2	Figura de Pólo Inversa.....	62
3.3.2.3	Função Distribuição de Orientações (ODF)	63
3.3.3	Principais Texturas para Estampagem dos Aços Inoxidáveis Ferríticos	66
4	MATERIAIS E MÉTODOS	68
4.1	Materiais.....	68
4.2	Preparação dos Corpos de Prova e Equipamentos Utilizados	69
4.2.1	Composição Química	69
4.2.2	Dureza.....	70
4.2.3	Microestrutura	70
4.2.3.1	Tamanho de Grão.....	71

4.2.3.2	Micropureza	71
4.2.3.3	Ferrita Delta	72
4.2.4	Corpos de Prova, Equipamentos e Parâmetros do Ensaio de Tração	72
4.2.5	Corpos de Prova para Medição da Textura Cristalográfica	75
4.2.5.1	Textura via Difração de Raios-X	75
4.2.5.2	Textura via Microscopia Eletrônica de Varredura (EBSD)	76
4.2.6	Corpos de Prova, Equipamentos e Parâmetros para o Ensaio Erichsen	77
4.2.7	Corpos de Prova, Equipamentos e Parâmetros para o Ensaio Swift	79
4.2.8	Corpos de Prova, Equipamentos e Parâmetros para levantamento das Curvas Limites de Conformação (CLC)	82
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	88
5.1	Composição Química	88
5.2	Ensaio de Dureza	90
5.3	Microestrutura	91
5.3.1	Tamanho de Grão e Microestrutura	92
5.3.2	Micropureza	95
5.3.3	Ferrita Delta	97
5.4	Ensaio de Tração	99

5.5	Textura Cristalográfica.....	108
5.5.1	Resultados de Textura via Difração de Raios-X (ODFs).....	109
5.5.2	Resultados de Textura via EBSD	112
5.6	Anisotropia	114
5.7	Ensaio Erichsen.....	118
5.8	Ensaio Swift.....	121
5.8.1	Cálculo do LDR	121
5.8.2	Cálculo do Grau de Orelhamento	122
5.9	Curvas Limites de Conformação (Nakazima).....	123
6	CONCLUSÕES.....	126
6.1	Estrutura Metalúrgica e Características Microestruturais	126
6.2	Propriedades Mecânicas	128
6.3	Testes de Estampagem.....	129
6.3.1	Ensaio Erichsen	129
6.3.2	Ensaio Swift	130
6.3.3	Curvas Limites de Conformação	130
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	131

8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	132
---	---------------------------------	-----

1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA

De acordo com um estudo realizado em 2002 pelo departamento de administração das estradas federais dos Estados Unidos (FHWA), intitulado *“Corrosion Costs and Preventive Strategies in the United States”*, os custos anuais incorridos por conta da corrosão representaram US\$276 bilhões, aproximadamente 3,1% do PIB daquele país [1]. Assim, a necessidade por utilização de materiais alternativos que resistem às ações corrosivas do meio aumenta consideravelmente.

Quando se pensa na utilização dos aços inoxidáveis em qualquer aplicação industrial, ou doméstica, é natural remeter-se à sua resistência à corrosão como o principal motivador para a especificação do mesmo. O uso de um material em um processo industrial, entretanto, requer que o mesmo apresente boas características em outros aspectos também, no caso de aços inoxidáveis, por exemplo, é importante considerar a facilidade ou a dificuldade com que este é conformado.

Considerando este escopo de inovação, podem-se citar alguns exemplos da utilização do aço inoxidável com finalidades alternativas à resistência a corrosão, onde além desta característica, outros fatores são importantes à aplicação. Alguns exemplos serão citados a seguir.

A utilização do inox em componentes estruturais, devido às propriedades mecânicas elevadas em comparação a alguns outros materiais, propiciando assim a redução de espessura dos mesmos. Em componentes refratários de fornos industriais, devido à resistência a oxidação do material em altas temperaturas. Em equipamentos cirúrgicos de hospitais e estabelecimentos relacionados à saúde [2], devido à alta capacidade que o material tem de evitar o desenvolvimento e reprodução de bactérias [3]. Nos sistemas de exaustão da indústria automotiva, o material é utilizado devido a diversos fatores que serão descritos neste trabalho, mas principalmente devido a manutenção das propriedades mecânicas em altas temperaturas e da resistência a corrosão para o condensado gerado a partir dos gases da exaustão [4].

A utilização do aço inoxidável no segmento automotivo, tópico que foi citado acima, além de impulsionar a eficiência dos veículos automotores, devido à resistência do material às altas temperaturas e agentes corrosivos, também possibilitou a obtenção de resultados na redução das emissões gasosas no meio ambiente, o que indiretamente vem tornando os veículos cada vez mais sustentáveis [5].

Todas essas aplicações só se tornaram possíveis com o desenvolvimento e utilização dos mais diversos processos de fabricação, dentre eles pode-se destacar o processo de estampagem, que é o foco de estudo neste trabalho. Adicionalmente também houve um aumento da complexidade produtiva das peças, pois o mercado impulsionou uma redução de massa dos componentes fabricados, levando a redução das espessuras originais de projeto. Com essa redução de espessura, há um aumento considerável na dificuldade de conformação dos materiais e obtenção das peças com a mesma qualidade [6].

Com o objetivo de absorver este aumento de complexidade, as indústrias siderúrgicas precisaram trabalhar nos seus processos e produzir materiais com propriedades mecânicas e metalúrgicas otimizadas, visando um bom desempenho na produção destes componentes. Segundo o Centro de Gestão e Conteúdos Estratégicos, estima-se que na época da crise mundial de 2008, 75% das ligas que estavam sendo utilizadas no mercado, haviam sido desenvolvidas nos últimos 20 anos [6].

O ensaio mecânico pode ser definido como um procedimento simplificado em que o desempenho de um material em serviço será estimado, sendo assim a transferibilidade, ou seja, a capacidade de replicar o desempenho do material no ensaio para a condição de utilização real, é uma propriedade fundamental desse procedimento.

O ensaio de tração é um desses procedimentos simplificados, mas a utilização das propriedades mecânicas comuns assim obtidas, como Limite de Escoamento, Limite de Resistência e Alongamento, como únicos indicativos para o dimensionamento de um projeto pode não ser a melhor abordagem possível,

levando a resultados insatisfatórios nos componentes a serem produzidos ou no ferramental das prensas a serem utilizadas, ou seja, o ensaio de tração carece de transferibilidade para essa aplicação. Por isso desenvolveu-se uma metodologia de análise utilizando a Curva Limite de Conformação (CLC), que fornece ao time responsável pelo projeto, uma visão muito mais completa do desempenho que o material terá em um determinado processo [7].

As CLC's, além de fornecerem a margem de segurança da utilização do material, também indicam quais são os pontos críticos de uma determinada peça e com essas informações é possível direcionar os esforços de análise trabalhando nos parâmetros de processo e evitando assim falhas ou fragilização dos componentes, por redução excessiva de espessura [7].

Dentro deste contexto, é fundamental que exista um monitoramento por partes das usinas siderúrgicas, com o objetivo de verificar o desempenho dos seus materiais em todos estes processos, assim as demandas do mercado podem ser replicadas para os processos de fabricação e cada vez mais a produção seja direcionada para segmentações específicas, evitando especificações de materiais inadequados para determinadas aplicações.

Portanto, o presente trabalho abordará a análise dos resultados de duas curvas limites de conformação, obtidas por dois métodos distintos, para dois aços inoxidáveis distintos, sendo um da família ferrítica (DIN 1.4509) e outro da família austenítica (AISI 321). A partir destes resultados também serão abordadas as principais características de cada aço durante o processo de estampagem e com essas informações serão apresentadas as melhores práticas para utilização dos mesmos.

2 OBJETIVO

Este trabalho tem por objetivo estudar comparativamente a estampabilidade de dois aços inoxidáveis distintos, sendo um da família ferrítica (DIN 1.4509) e outro da família austenítica (AISI 321).

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são ligas de Ferro (Fe), com baixíssimos teores de Carbono (C) e com um teor mínimo de 10,5% de Cromo [8] , este tipo de aço pode ter diversas estruturas metalúrgicas, como por exemplo, a austenítica, ferrítica, martensítica, duplex e endurecível por precipitação, então poderão existir diversos outros elementos de liga presentes na composição química das ligas, dependendo da estrutura e da família que o material pertencer [9] [10]. CARBÓ [2] traz um estudo bastante interessante para sustentar a definição que foi feita acima, este estudo foi realizado em atmosferas rurais com baixos índices de contaminação e após 52 meses de exposição ao meio ambiente, percebe-se que as ligas que tinham em sua composição química a partir de 10,5% de Cromo, praticamente deixam de sofrer com a ação do meio. Estes resultados podem ser avaliados na Figura 1.

Figura 1 – Oxidação de ligas Fe-Cr, em atmosfera rural, após 52 meses [2].

Na primeira metade do século XIX, foram desenvolvidas algumas ligas de Fe-Cr, mas sem que se tivesse real conhecimento da influência que este elemento traria ao material, já que naquela época o conceito de resistência à corrosão consistia em resistir às ações do ácido mais conhecido da época, que era o Ácido Sulfúrico. Então em 1912 surgiram alguns estudos mais estruturados, na Alemanha e na Inglaterra, onde ligas muito semelhantes a algumas que existem em produção no mercado atual foram desenvolvidas e produzidas, assim surgiam os primeiros aços inoxidáveis [2].

Como já comentado na introdução deste trabalho, os custos despendidos para correção dos problemas em um país, oriundos da corrosão, são muito significativos e se houvesse um esforço para utilização de ligas mais resistentes a este fenômeno todo capital investido nestas reformas poderiam ser utilizados em outras finalidades, considerando este conceito, em alguns projetos a utilização do aço inoxidável torna-se necessária [11].

3.1.1 Fenômeno da Passivação

De uma forma geral, com raras exceções, todos os metais tendem a reagir quando expostos ao meio ambiente, formando óxidos, hidróxidos e outros compostos químicos. Existe uma tendência de que os materiais sejam transformados em compostos deles mesmos, a partir de reações espontâneas com liberação de energia [2].

A resistência à corrosão dos aços inoxidáveis consiste na formação de uma camada de óxido, a partir da reação do meio com o Cromo livre na estrutura do material, sua fórmula química é Cr_2O_3 . Essa camada é muito fina, com espessura variando entre 30 e 50 Å, [12] e se forma espontaneamente na superfície do aço, desde que essa superfície esteja livre de contaminação e o material seja exposto a uma atmosfera com oxigênio suficiente. O fenômeno de formação desta camada é chamado de passivação [13].

Em teoria, a quantidade de Cromo na composição química do material referencia muito bem a resistência à corrosão que o material terá, quanto maior este

percentual, maior a resistência à corrosão [2]. Porém não podemos considerar que os aços inoxidáveis serão imunes ao processo corrosivo em qualquer meio em que forem expostos ou utilizados, dependendo da composição química existirão algumas condições em que este estado passivo de formação da camada oxidada será quebrado e o material será depassivado, assim a superfície estará sujeita à corrosão [13].

CARBÓ [2] trouxe outro experimento interessante, onde foi criado um meio redutor com ácido sulfúrico, tendo 50% de concentração e lentamente adicionava-se um oxidante, como cátion férrico $\text{Fe}^{(+3)}$, por exemplo, para que o poder oxidante deste meio fosse aumentado gradativamente.

Quando um aço que não tem a formação de camada passiva é exposto a esta condição é possível verificar que existe um aumento da velocidade de corrosão proporcional ao aumento da corrosividade do meio, esta condição pode ser avaliada na Figura 2.

Figura 2 - Comportamento de um aço sem passivação na solução de Ácido Sulfúrico, com 50% de concentração, com a adição de oxidantes [2].

Já um aço inoxidável submetido ao mesmo meio, terá um comportamento diferenciado. No início do processo ele também terá um aumento na velocidade de corrosão, que pode ser avaliado no ponto “A” da Figura 3, mas a partir do momento que o meio oxidante atinge um nível suficiente para propiciar a formação da camada

passiva, que é o ponto “B” da Figura 3, o material tem uma desaceleração na taxa de corrosão, ficando resistente ao meio. A partir do momento que a concentração de oxidantes é muito alta, a camada passiva é atacada e ocorre novamente o aumento da velocidade de corrosão.

Figura 3 - Comportamento do aço inoxidável na solução de Ácido Sulfúrico, com 50% de concentração, com a adição de oxidantes [2].

A partir das informações descritas acima, é possível entender que nem sempre o aço inoxidável será imune à corrosão, esta característica deve estar atrelada ao meio e a condição na qual o material será aplicado. Assim pode-se definir outro conceito importante, que é o de pH de depassivação (pH_D). DI CUNTO [14] definiu muito bem o pH de depassivação como sendo o pH crítico, abaixo do qual a passividade não é mais estável.

3.1.2 Nomenclaturas dos Aços Inoxidáveis

Atualmente no mercado podem-se encontrar diversas nomenclaturas para os materiais, onde em algumas oportunidades, existe mais de uma sigla para designar o mesmo aço. As principais nomenclaturas para designar os aços inoxidáveis são a AISI e a UNS, a partir das quais podemos avaliar as propriedades químicas, mecânicas e alguns outros parâmetros dos aços nas normas ASTM. A nomenclatura

AISI lista três dígitos numéricos após a sigla, a partir desta estrutura que se originaram as designações para famílias de aços como Série 300, para os aços austeníticos e Série 400, para os aços ferríticos [10]. Existem alguns aços que são especificados apenas pela norma DIN, então sua nomenclatura é diferente daquela descrita na ASTM, uma vez que a norma DIN especifica os aços por uma numeração [8].

3.1.3 Famílias dos Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis podem ser subdivididos em cinco famílias, das quais quatro são baseadas nas estruturas cristalográficas e microestruturas dos aços, que são as seguintes: ferríticos, austeníticos, martensíticos e duplex. A quinta família é a dos aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação, que é baseada no tipo de tratamento térmico usado, ao invés da microestrutura [10].

Figura 4 - Correlações entre as famílias de aços inoxidáveis, a partir do austenítico AISI 304 [Adaptado de 10].

3.1.3.1 Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos são ligas que possuem estrutura cúbica de face centrada (CFC), estáveis em temperatura ambiente devido à presença de elementos de liga estabilizantes da fase austenítica, o principal destes elementos é o Níquel [12].

Apesar de o Níquel ser o elemento chave para estabilização da austenita, outros elementos ainda podem ser utilizados para esta finalidade, como o Nitrogênio e o Manganês, com isso, dentro da família dos aços inoxidáveis austeníticos ainda existe uma subdivisão em duas outras categorias: aços estabilizados somente ao Níquel, que são os da série 300, como o AISI 304, AISI 316 e AISI 321 e os aços estabilizados com manganês e nitrogênio, que são os aços da Série 200, como o UNS S20153 [10].

Figura 5 - Representações da estrutura cúbica de faces centradas (CFC), (a) uma representação de célula unitária por esferas sólidas, (b) uma representação de célula unitária por esferas sólidas reduzidas [15].

Tabela 1 - Composição química e nomenclatura dos principais aços inoxidáveis austeníticos [16].

ASTM A240/A240M		Composição Química (%)								
AISI	UNS	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Outros
201	S20100	0,15	1,00	5,5 - 7,5	0,060	0,030	16,0 - 18,0	3,5 - 5,5	-	-
-	S20153	0,03	0,75	6,4 - 7,5	0,045	0,015	16,0 - 17,5	4,0 - 5,0	-	-
301	S30100	0,15	1,00	2,00	0,045	0,030	16,0 - 18,0	6,0 - 8,0	-	N = 0,10
301LN	S30153	0,03	1,00	2,00	0,045	0,030	16,0 - 18,0	6,0 - 8,0	-	N = 0,07 - 0,20
304	S30400	0,07	0,75	2,00	0,045	0,030	17,5 - 19,5	8,0 - 10,5	-	-
304L	S30403	0,03	0,75	2,00	0,045	0,030	17,5 - 19,5	8,0 - 12,0	-	-
304H	S30409	0,04 - 0,10	0,75	2,00	0,045	0,030	18,0 - 20,0	8,0 - 10,5	-	-
310S	S31008	0,08	1,50	2,00	0,045	0,030	24,0 - 26,0	19,0 - 22,0	-	-
316	S31600	0,08	0,75	2,00	0,045	0,030	16,0 - 18,0	10,0 - 14,0	2,0 - 3,0	-
316L	S31600	0,03	0,75	2,00	0,045	0,030	16,0 - 18,0	10,0 - 14,0	2,0 - 3,0	-
317	S31700	0,08	0,75	2,00	0,045	0,030	18,0 - 20,0	11,0 - 15,0	3,0 - 4,0	-
317L	S31703	0,03	0,75	2,00	0,045	0,030	18,0 - 20,0	11,0 - 15,0	3,0 - 4,0	-
321	S32100	0,08	0,75	2,00	0,045	0,030	17,0 - 19,0	9,0 - 12,0	-	5 x (C+N) ≤ Ti ≤ 0,70

A estrutura metalúrgica destas ligas pode ser determinada pelo diagrama de fases ternário Ferro-Cromo-Níquel, representado pela Figura 6. Se for realizada uma comparação do diagrama ternário Ferro-Cromo-Níquel com um diagrama binário Ferro-Cromo, percebe-se que o teor de Níquel na liga aumenta o campo da fase austenítica, enquanto por outro lado à medida que o teor de Cromo é incrementado a partir de 18%, também se torna necessário aumentar o teor de Níquel, ou de outros elementos gamagênicos, para evitar a formação da fase ferrítica [10]:

Figura 6 - Diagrama de Fases Ternário Ferro-Níquel-Cromo a 900°C [Adaptado de 17].

Na condição recozida estes aços não são magnéticos pela estrutura que têm, porém nestas ligas é possível induzir a transformação parcial da austenita em martensita, após a conformação ou trabalhos a frio, como esta segunda fase é magnética este aço também pode apresentar algumas regiões magnetizadas [12].

Este processo geralmente é chamado de transformação martensítica por deformação a frio e pode ser influenciado pela composição química da liga e pelas variáveis envolvidas no processo, como taxa de deformação, estado de tensões e temperatura ambiente [18].

Figura 7 - Variação da formação martensítica, induzida por deformação a frio, a partir da variação das temperaturas de processo e da quantidade de Carbono na liga [19].

Uma metodologia para medir a estabilidade da liga é realizar o cálculo de uma temperatura chamada de $M_{d50/30}$ ($^{\circ}\text{C}$). Esta temperatura indica que a liga terá a formação de 50% de martensita α' a partir de 30% de deformação verdadeira. Em teoria quanto maior for a $M_{d50/30}$ maior será a susceptibilidade da liga na formação martensítica [18]. A equação para obtenção desta temperatura foi proposta por alguns pesquisadores, mas a que será utilizada como referência neste trabalho é a equação de Nohara [20]:

$$M_{d50/30} (^{\circ}\text{C}) = 551 - 462(\%C + \%N) - 9,2(\%Si) - 8,1(\%Mn) - 13,7(\%Cr) - 29(\%Ni + \%Cu) - 18,5(\%Mo) - 68(\%Nb) - 1,42(d-8) \quad (3.1)$$

Figura 8 - Comparação da formação martensítica induzida por deformação em três aços inoxidáveis austeníticos distintos, após 35% de deformação, na mesma temperatura. As regiões escuras indicam a martensita. (a) Aço UNS S30153, (b) Aço UNS S20153, (c) Aço UNS S30403 [Relatórios internos da Aperam South America].

Outro ponto importante que pode afetar a magnetização destas ligas é a precipitação de ferrita delta durante o processo de solidificação do material, visto que a ferrita é uma fase magnética [21]. Segundo as referências consultadas no trabalho, é possível entender que a formação desta fase está intimamente ligada com a composição química do material e com a taxa de resfriamento do mesmo, sendo que a ligação com a composição química é consideravelmente maior [22].

É importante ressaltar que as propriedades dos aços inoxidáveis austeníticos estão intimamente ligadas com a microestrutura e em alguns casos a presença de ferrita delta é desejável, como por exemplo, na manutenção das propriedades mecânicas e de fragilização na zona fundida de uma junta soldada [23]. Além disso, a ferrita delta também afeta a ductilidade a quente dos materiais austeníticos e em quantidades adequadas, aproximadamente entre 5% e 9%, evitam a formação de trincas durante o processo de laminação a quente

Os aços inoxidáveis austeníticos apresentam excelente ductilidade, tenacidade e estampabilidade [10]. Isso ocorre pela facilidade de deformação da estrutura CFC, que tem 12 sistemas de deslizamento de alta densidade, combinando o plano de deslizamento (111) e direções $\langle 110 \rangle$, estes sistemas proporcionam à estrutura uma alta capacidade de distribuição de deformações, já que estes são os planos mais eficientes e compactos possíveis.

Quando comparada com a estrutura CCC dos aços inoxidáveis ferríticos, que possuem 48 sistemas de deslizamento, percebe-se que a capacidade de distribuição de deformações desta segunda estrutura é menor, o que é um efeito interessante, já que ela apresenta quase 4 vezes mais sistemas de deslizamento do que a estrutura CFC, porém os planos desta estruturas não são tão compactos e eficientes dificultando a deformação dos materiais com esta estrutura [24].

Este efeito pode ser justificado pela interação do núcleo das discordâncias com a estrutura, já que as discordâncias na estrutura cúbica de corpo centrado são em hélice e têm núcleos não planares, aumentando a dificuldade de propagação da mesma [25].

Figura 9 - Representação do sistema de escorregamento da estrutura CFC, que consiste do plano {111} e direções $\langle 110 \rangle$ [Adaptado de 24].

Combinado a este efeito, também se deve considerar que as discordâncias não se movem com a mesma facilidade em todos os planos e direções cristalinas, essa movimentação acontecerá preferencialmente nos sistemas com maior densidade atômica [24].

Outra característica importante dos materiais com estrutura CFC que deve ser considerada no controle das propriedades mecânicas é a Energia de Falha de Empilhamento (EFE) [26]. Para entender as falhas de empilhamento é necessário se basear nos conceitos de estruturas cristalinas simples, onde os cristais perfeitos podem ser definidos a partir do empilhamento de camadas de átomos em uma sequência regular, para as estruturas metálicas simples estas camadas atômicas são idênticas.

As falhas de empilhamento acontecem quando a sequência de empilhamento regular é interrompida em uma determinada região do cristal, causando um defeito planar, estas falhas podem ser falhas intrínsecas, quando uma camada de átomos é removida da sequência, ou extrínsecas, quando uma camada de átomos é adicionada a sequência [27].

Esta baixa EFE também favorece a transformação de fases da austenita em martensita induzida por deformação, efeito TRIP (Transformation induced plasticity) [29]. Outro ponto importante a ser considerado é que a martensita induzida por deformação também tem um efeito positivo na melhoria do coeficiente de encruamento e estampabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos [18].

Para os aços ferríticos, a EFE é mais alta do que para os austeníticos, porém não há uma grande variação entre os diferentes aços, além disso, a influência deste parâmetro no comportamento mecânico destes materiais não é tão considerável quanto para os aços austeníticos.

A aplicação dos aços inoxidáveis austeníticos é ampla e atualmente eles são utilizados em quase todos os segmentos da indústria. Isso ocorre pela facilidade em se trabalhar com esta família de materiais nos mais diversos processos. Além disso, eles apresentam boa resistência à corrosão, principalmente nas ligas que têm adição de Molibdênio em sua composição química, como o AISI 316L, então podem ser utilizados nas mais diversas atmosferas.

Além disso, estes materiais apresentam propriedades interessantes para uma grande faixa de temperaturas, tanto para àquelas extremamente baixas, como aplicações criogênicas, quanto para temperaturas elevadas, como em refratários para fornos industriais, por exemplo.

Pelo fato de poderem ser encruados para obtenção de elevadas propriedades mecânicas, estes materiais também podem ser utilizados em aplicações estruturais, com o objetivo de redução de espessuras [12]. De uma maneira geral os aços inoxidáveis austeníticos possuem um coeficiente de dilatação térmica linear superior ao dos aços ferríticos, portanto a sua aplicação em componentes que podem estar sujeitos a temperaturas elevadas intermitentes pode ser arriscada [30].

Figura 11 - Principais Aços Inoxidáveis Austeníticos e suas diferenciações a partir do aço AISI 304 [2].

Uma importante vulnerabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos é a corrosão sob tensão (CST), que é um tipo de corrosão que acontece quando o material está submetido a um estado de tensões mecânicas, a um meio corrosivo com presença de cloretos e temperatura elevada, geralmente acima de 60°C.

O teor de Níquel nas ligas também é um influenciador deste processo, a medida que este teor aumenta, a susceptibilidade da liga a este tipo de corrosão também aumenta, por isso os aços inoxidáveis ferríticos estão imunes a este processo, já que possuem teores muito baixos de Níquel e uma estrutura diferente dos aços austeníticos. O resultado dessa corrosão é a propagação de uma trinca transgranular e ramificada [2].

Figura 12 - Efeito do teor de Níquel na CST de um aço inoxidável austenítico, em Cloreto de Magnésio 42% em Ebulição [Adaptado de 2].

Com isso, deve-se reforçar a importância de sempre levar em consideração o meio e as condições do projeto no momento de especificar um aço inoxidável, pois nem sempre a solução com aços austeníticos é a melhor solução possível.

Figura 13 - CST em uma autoclave fabricada com aço AISI 304 [2].

3.1.3.2 Aços Inoxidáveis Ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos são ligas de Fe-Cr, com estrutura cristalina Cúbica de Corpo Centrado [12]. O teor de Cromo destas ligas pode variar de 10,5%, que é o mínimo para um aço ser considerado inoxidável, até 30% e algumas ligas podem conter alguns outros elementos de liga, como Molibdênio, Titânio e Nióbio para que o aço obtenha características específicas.

Uma propriedade importante destes materiais é que são ligas magnéticas, ao contrário dos aços inoxidáveis austeníticos sem conformação [10]. O fato de este aço ser magnético não significa que a qualidade do mesmo é inferior aos aços inoxidáveis austeníticos, este é um mito inverídico que existe no mercado e não pode ser considerado, uma vez que os materiais são de famílias distintas, com características e aplicações específicas [12].

Figura 14 - Representações da estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), (a) uma representação de célula unitária por esferas sólidas, (b) uma representação de célula unitária por esferas sólidas reduzidas [15].

A estrutura metalúrgica destas ligas pode ser determinada a partir do diagrama de fases binário Fe-Cr, representado na Figura 14, mas é fundamental salientar que o equilíbrio delas pode ser comprometido com a adição de elementos gamagênicos, como Carbono e Nitrogênio, por exemplo.

A adição destes elementos pode alterar o γ -loop (área austenítica do diagrama) tornando-o maior, com isso é necessário fazer o balanço da liga com elementos alfaagênicos, como Cromo, Titânio, Nióbio e outros, para evitar uma transformação de fases indesejada com o aumento da temperatura [10].

Figura 15 - Diagrama de Fases Binário Ferro-Cromo [Adaptado de 10].

Essa transformação de fases, da ferrita em austenita, pode gerar a fragilização nos contornos de grão por formação martensítica a partir do resfriamento da austenita formada, o que é extremamente crítico para componentes soldados que serão submetidos ao processo de fadiga [12]. O diagrama de Kaltenhauser, Figura 16, permite a quantificação da martensita a ser formada, a partir do resfriamento de um aço ferrítico, fazendo o balanço dos elementos alfacênicos (Cromo equivalente) e gamagênicos (Níquel equivalente) [31].

Figura 16 - Diagrama de Kaltenhauser [31].

Figura 17 - Influência da estabilização na formação de martensita nos contornos de grão de um aço ferrítico. a) Liga estabilizada com Ti + Nb sem presença de martensita. b) Liga AISI 430, sem adição de estabilizantes, com formação martensítica. [Acervo da Aperam South America].

É possível verificar na Figura 15 que na faixa de 13% a 18% de Cromo na liga do material a possibilidade de transformação de fases da ferrita em austenita é nula, porém com o aumento da temperatura os materiais ainda ficam susceptíveis ao processo de sensitização [32].

Este fenômeno consiste na precipitação de carbonetos e nitretos nas regiões de contorno de grão, geralmente na forma de $M_{23}C_6$ e M_2N , que alterarão a quantidade deste metal precipitado na solução sólida no material, o carboneto de Cromo ($Cr_{23}C_6$) é o mais comum e o principal responsável pelo fenômeno de sensitização, como a presença de Cromo é muito maior que a presença de carbono neste precipitado a resistência à corrosão destas regiões passa a ser afetada e o material pode ficar susceptível ao fenômeno de corrosão intergranular [12].

Na Figura 18 é possível avaliar a presença de valas devido ao ataque em decorrência da precipitação de carbonetos de Cromo em um aço inoxidável ferrítico 430 modificado, com a adição de titânio [33].

Figura 18 – Microestrutura de um aço 430; aquecido a 900°C – 10 minutos [33].

Com o objetivo de evitar este fenômeno diversas ligas foram desenvolvidas com a adição de elementos químicos que reagirão preferencialmente com o Carbono e o Nitrogênio livres, formando novos precipitados [2]. Estes precipitados serão carbonetos, nitretos e até carbonitretos mais estáveis do que aqueles que se formam com o Cromo, assim este metal ficará em solução sólida e não existirão efeitos negativos na resistência à corrosão do aço [34].

Os principais elementos estabilizadores utilizados são o Ti, Nb, Al e Zr, existem algumas ligas ferríticas onde a estabilização é feita por mais de um destes elementos, como por exemplo, o aço inoxidável ferrítico DIN 1.4509, que é bi-estabilizado ao Ti e ao Nb. No caso da utilização do Ti e do Nb, os carbonetos e os nitretos de Cromo são substituídos por carbonitretos de Nióbio ou de Titânio, além disso, a adição destes elementos limita a dissolução do Carbono e do Nitrogênio em altas temperaturas, reduzindo assim o γ -loop e o efeito austenitizante destes elementos [12].

Figura 19 - Influência da estabilização no aço AISI 409 e da energia de soldagem na precipitação de carbonetos no contorno de grão, onde BE = 0,7KJ/cm e AE = 1,5 KJ/cm [Acervo da Aperam South America].

Outro ponto positivo a respeito da utilização dos elementos de liga estabilizadores é referente à manutenção da microestrutura pós-soldagem, ou seja, evita-se o crescimento excessivo do grão e assim problemas mecânicos na junta soldada. Obviamente a adição dos elementos de liga não pode ser o único controle a ser feito no processo, a utilização de energias de soldagem mais baixas também é importante neste efeito [2].

A Figura 20 mostra os principais precipitados que são formados com os elementos estabilizantes, assim como as suas temperaturas de solubilização. É importante ressaltar que os principais precipitados encontrados nas microestruturas dos aços estabilizados ao Ti, que é o caso dos materiais deste trabalho, são o TiN e o Ti (C,N), já que sua solubilização acontece acima da temperatura liquidus.

Figura 20 - Principais precipitados originados a partir dos elementos estabilizantes e suas respectivas temperaturas de solubilização [35].

Os precipitados citados acima são muito estáveis e as suas partículas têm um efeito importante na solidificação do material, portanto também têm um efeito importante nas propriedades mecânicas do mesmo. As partículas atuam como sítios de nucleação para que ocorra uma solidificação heterogênea durante do material, resultando em uma estrutura com grãos mais refinados [36].

Como já comentado, a utilização dos aços inoxidáveis ferríticos é economicamente mais interessante quando comparada com a utilização dos aços inoxidáveis austeníticos, devido aos níveis baixíssimos de Níquel na liga, já que este elemento representa uma quantidade significativa do custo de produção do aço devido à variação de seus valores em US\$/tonelada.

Em 2007 houve uma disparada do preço do Níquel na bolsa de metais de Londres (LME) e o valor deste metal chegou a ultrapassar a barreira dos US\$ 50.000,00/tonelada o que ajudou a justificar a movimentação do mercado para alternativas com aços inoxidáveis ferríticos, uma vez que o Níquel representa aproximadamente 8% da composição química dos aços inoxidáveis austeníticos [12].

Figura 21 - Variação do preço do Níquel na Bolsa de Metais de Londres (LME) desde Janeiro de 2007 até 19 de Setembro de 2016. [Fonte: <http://www.lme.com/en-gb/metals/non-ferrous/nickel/#tab2>]

Existem basicamente três gerações de aços inoxidáveis ferríticos, a primeira é oriunda de uma época, início do século 20, onde as tecnologias de descarburização de ligas ferro-cromo ainda não eram desenvolvidas, então o teor de carbono destes materiais era relativamente elevado, o aço protótipo de desenvolvimento foi um 430 com teor de Carbono máximo de 0,12% e Cromo mínimo de 17%. Devido à alta quantidade de carbono, ainda existia a possibilidade de formação austenítica em altas temperaturas o que limitava a aplicação deste material em componentes soldados [10].

Tabela 2 - Composição química nominal da primeira geração de aços inoxidáveis ferríticos [Adaptado de 10]

UNS No.	Type	Composition(a), wt%			
		C	Cr	Mo	Other
S42900	429	0.12	14.0-16.0	...	...
S43000	430	0.12	16.0-18.0	...	...
S43020	430F	0.12	16.0-18.0	0.6	0.06 P; 0.15 min S
S43023	430FSe	0.12	16.0-18.0	...	0.15 min Se
S43400	434	0.12	16.0-18.0	0.75-1.25	...
S43600	436	0.12	16.0-18.0	0.75-1.25	Nb + Ta = 5 × %C min
S44200	442	0.20	18.0-23.0	...	...
S44600	446	0.20	23.0-27.0	...	...

(a) Valores individuais são máximos, a não ser quando indicado o contrário

A segunda geração de aços inoxidáveis ferríticos foi concebida com menos Carbono e Nitrogênio em sua composição química, devido ao avanço das tecnologias, além da adição de estabilizantes para equalizar a presença dos gamagênicos livres. O aço protótipo desta geração foi o 409, com os valores típicos de 0,04% de Carbono, 11% de Cromo e 0,5% de Titânio, ou seja, era uma liga mono estabilizada ao Titânio.

O aço 441, desta mesma geração é bi-estabilizado ao Titânio e ao Nióbio. Com a adição destes elementos os materiais da segunda geração passaram a ter uma melhor performance nos processos de soldagem e componentes que antes só podiam ser fabricados a partir de aços inoxidáveis austeníticos, ou com a realização de um processo de tratamento térmico pós-soldagem, agora poderiam ser desenvolvidos com os aços ferríticos [10].

Tabela 3 - Composição química nominal da segunda geração de aços inoxidáveis ferríticos [Adaptado de 10]

UNS No.	Alloy designation	Composition(a), wt%				
		C	Cr	Mo	Ni	Other
S40500	405	0.08	11.5-14.5	...	...	0.10-0.30 Al
S40900	409	0.08	10.5-11.75	...	0.5	Ti = 6 × C min to 0.75 max
...	409Cb	0.02(b)	12.5(b)	...	0.2(b)	0.4 Nb(b)
S44100	441	0.02(b)	18.0(b)	...	0.3(b)	0.7 Nb(b), 0.3 Ti(b)
...	AL433	0.02(b)	19.0(b)	...	0.3(b)	0.4 Nb(b), 0.5 Si(b), 0.4 Cu(b)
...	AL446	0.01(b)	11.5(b)	...	0.2(b)	0.2 Nb(b), 0.1 Ti(b)
...	AL468	0.01(b)	18.2(b)	...	0.2(b)	0.2 Nb(b), 0.1 Ti(b)
...	YUS436S	0.01(b)	17.4(b)	1.2(b)	...	0.2 Ti(b)
S43035	439	0.07	17.00-19.00	...	0.5	Ti = 0.20 + 4 (C + N) min to 1.0 max
...	12SR	0.2	12.0	...	...	1.2 Al; 0.3 Ti
...	18SR	0.04	18.0	...	...	2.0 Al; 0.4 Ti
K41970	406	0.06	12.0-14.0	...	0.5	2.75-4.25 Al; 0.6 Ti

a) Valores individuais são máximos, a não ser quando indicado o contrário. b) Valores típicos.

A terceira geração de aços inoxidáveis ferríticos surgiu por volta de 1970, são ligas com valores baixíssimos de carbono e nitrogênio, tipicamente 0,02% ou abaixo disso. São ligas usualmente estabilizadas com Titânio e Nióbio, além da adição de outros elementos para aumento da performance em resistência à corrosão, como o Molibdênio, por exemplo.

O aço 444 foi o protótipo de desenvolvimento desta geração, com Carbono máximo de 0,02%, Cromo mínimo 18% e Molibdênio típico em 2%. Esta geração de aços é livre de formação austenítica em todas as temperaturas, porém eles são susceptíveis à fragilização por formação de fases intermetálicas em determinadas temperaturas, devido ao teor elevado de Cromo [10].

Tabela 4 - Composição química nominal da terceira geração de aços inoxidáveis ferríticos [10].

Alloy	C(max)	Composition, %						UNS No.
		Cr	Fe	Mo	N	Ni	Other	
Intermediate-purity grades								
26-1Ti	0.02	26	bal	1	0.025	0.25	0.5Ti	S44626
AISI type 444	0.02	18	bal	2	0.02	0.4	0.5Ti	S44400
SEA-CURE	0.02	27.5	bal	3.4	0.025	1.7	0.5Ti	S44660
Nu Monit	0.025	25	bal	4	0.025	4	0.4Ti	S44635
AL 29-4C	0.030	29	bal	4	0.045	1.0	(Nb + Ti)	
Ultrahigh-purity grades								
E-Brite 26-1	0.002	26	bal	1	0.01	0.1	0.1Nb	S44726
AL 29-4-2	0.005	29	bal	4	0.01	2	...	S44800
SHOMAC 26-4	0.003	26	bal	4	0.005	...	...	...
SHOMAC 30-2	0.003	30	bal	2	0.007	0.18	...	...
YUS 190L	0.004	19	bal	2	0.0085	...	0.15Nb	...

Este tipo de material não pode ser endurecido por tratamento térmico. Por não atingir um resultado satisfatório nos processos de encruamento, devido á uma queda da ductilidade do material após este processo, os aços ferríticos geralmente não são utilizados como alternativas para aplicações que requerem elevadas propriedades mecânicas.

Além disso, aplicação destes aços deve levar alguns fatores em consideração devido à particularidade deles nos processos de fabricação, como soldagem e estampagem, de uma maneira geral estes materiais podem ser utilizados em todos os segmentos de mercado [2].

Os aços AISI 409, UNS S43932 e DIN 1.4509 têm sua aplicação muito difundida no segmento automotivo, no sistema de exaustão dos veículos, devido à sua capacidade de resistência a corrosão e manutenção das propriedades mecânicas em altas temperaturas [14].

O aço AISI 430 é muito utilizado no segmento de linha branca como mesas de fogão, portas de geladeira, pias e cubas. Além disso, esse material pode ser amplamente utilizado no segmento de cutelaria, na fabricação de talheres [32]. Aços com adição de Molibdênio, como o UNS S44400, têm maior resistência à corrosão por pites e frestas, podendo ser utilizados em ambientes mais agressivos, como atmosferas marítimas [10].

Outro problema que deve ser levado em consideração no projeto de componentes com aços inoxidáveis ferríticos é o fenômeno de transição dúctil-frágil, que afeta basicamente as ligas com estrutura CCC.

A causa básica para os aços com estrutura CCC sofrerem este fenômeno de fragilização é devido à sensibilidade que a estrutura tem aos menores níveis de impurezas intersticiais, elementos como hidrogênio, oxigênio, nitrogênio e carbono são os principais causadores deste fenômeno, então a redução destes elementos no processo de produção dos aços é um fator importante para reduzir a fragilidade do material [37].

Alguns outros fatores também influenciam diretamente o desempenho destas ligas e acabam alterando a DBTT (Temperatura de Transição Dúctil-Frágil). A espessura do componente é uma variável importante a ser considerada e percebe-se que quanto maior for a espessura maior será a DBTT, tornando assim o componente frágil em temperaturas mais altas [37].

Figura 22 - Influência da temperatura na temperatura de transição dúctil-frágil [Adaptado de 37].

Segundo CARBÓ [2], O aço inoxidável ferrítico mais popular e utilizado em larga escala na indústria é o AISI 430, sua principal versatilidade é agregar uma boa resistência à corrosão, uma boa estampabilidade e um aspecto superficial bastante homogêneo. Porém, esta liga pode ter problemas no processo de soldagem, por não ser estabilizada. A tabela abaixo mostra a diferenciação das principais ligas ferríticas, a partir do AISI 430.

Figura 23 - Principais Aços Inoxidáveis Ferríticos e suas diferenciações a partir do aço AISI 430 [2].

3.1.3.3 Processo de Produção dos Aços Inoxidáveis

O processo produtivo dos aços inoxidáveis se inicia na etapa de Redução, onde em um alto-forno é realizada a redução do minério de ferro até sua carga metálica, neste processo pode-se utilizar tanto o carvão vegetal quanto o carvão mineral.

O produto originado a partir deste processo é chamado de ferro gusa, que servirá como matéria prima para os processos subsequentes. Em conjunto com o ferro gusa também se pode realizar a produção do aço inoxidável a partir de fundição da sucata metálica a ser realizada em um Forno Elétrico a Arco (FEA) [38].

Posteriormente à etapa de redução realiza-se o processo de Aciaria, este processo é iniciado com o tratamento do ferro gusa para redução dos altos teores de Fósforo e Silício oriundos da etapa de redução, em seguida são realizadas as etapas de descarburização e ajustes finais de composição química nos equipamentos convertedores AOD, VOD e finalmente no Forno Panela.

Após as etapas de refino e ajuste, o material é submetido ao processo de lingotamento contínuo, onde será transformado em placas com espessuras pré-definidas para início do processo de laminação a quente [39].

Figura 24 – Modelo esquemático do processo de Aciaria da Aperam South America [Acervo do Aperam South America].

As placas então são encaminhadas ao processo de laminação a quente, iniciando-se a partir do reaquecimento das mesmas em um forno walking-beam para obtenção da temperatura adequada de início do processo, após atingir esta

temperatura a laminação se inicia em um processo que pode ser realizado com um laminador de desbaste tendo diversas cadeias de laminação, ou com apenas uma cadeia e um processo reversível.

Após a redução de espessura inicial as placas podem ser processadas em um laminador de acabamento Steckel reversível, para obtenção de espessuras mais controladas e melhores microestruturas, já que neste laminador o controle de temperatura do processo é mais preciso. As bobinas laminadas a quente geradas podem ser denominadas de BQ's.

Figura 25 – Modelo esquemático do processo de laminação a quente da Aperam South America [Acervo da Aperam South America].

O controle da espessura durante o processo de laminação a quente, principalmente para o aço ferrítico, é fundamental para se garantir boas propriedades mecânicas e microestruturais.

Pois assim, nos próximos estágios de processo o material poderá obter uma textura com elevada presença de fibra γ e conseqüentemente uma anisotropia elevada, que proporcionarão uma boa estampabilidade para o mesmo [40]. Finalmente após este processo as BQs são enviadas para o processo de laminação a frio.

Antes de se iniciar a laminação a frio as bobinas podem ser recozidas e decapadas, com o objetivo de se controlar a microestrutura e evitar a transferência de defeitos superficiais para a próxima etapa, por fim as BQ's são laminadas a frio para obtenção da espessura final. Após este processo o material deve ser novamente recozido e decapado para que a microestrutura possa ser recristalizada e o material possa obter novamente as propriedades esperadas [41].

Figura 26 - Modelo esquemático do processo de laminação a frio, recozimento e decapagem do processo da Aperam South America [Acervo da Aperam South America].

3.2 Processos de Estampagem

Pode-se definir o processo de estampagem, como um processo de conformação realizado a frio, ou a quente, que modifica tridimensionalmente a forma de um material na forma de blanque, através da aplicação de forças normais à superfície do mesmo [12].

As componentes destas forças aplicadas na superfície do material podem gerar tensões de cisalhamento, para operações de corte, e tensões normais para operações de embutimento e estiramento [42].

Devido à demanda excessiva por materiais mais resistentes e também pelo aumento do custo das matérias primas, a indústria de conformação mecânica de chapas começou a dar mais importância a processos que considerem a economia dos materiais, sem afetar a qualidade do produto final [43].

O processo de estampagem envolve inúmeras variáveis que podem influenciar no resultado final do produto estampado, como por exemplo, raios do ferramental, dimensional do conjunto punção e matriz em relação ao dimensional do blanque, lubrificação, velocidade de avanço do punção, temperaturas de processo e pressão de prensa-chapas [44].

Figura 27 - Modelo Esquemático de Uma Prensa [Adaptado de 45].

Mas para que o objetivo de se obter peças com economia e qualidade seja atingido é fundamental que não só os parâmetros do processo de estampagem sejam levados em consideração, mas também as particularidades do material que está sendo trabalhado, apenas com a sinergia destas propriedades com as boas práticas industriais é que será possível obter o melhor resultado possível [42].

Figura 28 - Parâmetros a se considerar para o sucesso no processo de estampagem [Adaptado de 42].

Como já comentado, o processo de estampagem pode se subdividir em diversas categorias, como embutimento, estiramento, dobramento e corte. Cada uma destas subcategorias tem suas particularidades e detalhes que precisam ser considerados no momento de fazer a definição dos parâmetros, já que as mecânicas envolvidas nestes processos são distintas [42]. Neste trabalho serão detalhados os processos de embutimento e de estiramento.

3.2.1 Processo de Embutimento

O processo de embutimento é um dos mais comuns e mais realizados na indústria atualmente, uma vez que o mesmo é o processo mais recomendado para ser utilizado na conformação dos aços ferríticos [12]. Sua mecânica de funcionamento consiste em priorizar o fluxo de material entre o punção e a matriz, fazendo assim com que a espessura inicial do blank não sofra grandes alterações e consequentemente o material também não sofra grandes estiramentos [46].

Para que este objetivo seja atingido com sucesso o ferramental utilizado no processo deve ter algumas particularidades, como ausência de quebra-rugas, raios de escoamento do material menos severos e tratamentos superficiais com alta qualidade, além das prensas utilizadas, que também devem ter uma precisão e capacidade de controle de carga elevada. É importante ressaltar também que neste processo a conformação acontecerá no raio da matriz, que são os raios nos quais o material escoará [42].

Ao subdividir o processo de embutimento de um copo metálico em três estágios distintos, pode-se observar que o material sofre diferentes tipos de esforços dependendo do momento do processo e da região da peça. A Figura 29 mostra essa subdivisão nas seções 1, 2 e 3.

Na seção 1 o blank formará a base do copo, que está em contato direto com a face do punção, esta região sofrerá um pequeno estiramento e escorregará ao longo da face da ferramenta, a seção 2 representa a região que sofrerá a ação do raio do punção e consequentemente será a região de raio inferior.

Esta região sofrerá esforços de tração e dobramento ao longo deste raio, finalmente a seção 3 formará a lateral do copo, a partir do escoamento do blanke para dentro do ferramental e dobramento do material a partir do raio superior da matriz [46].

Figura 29 - Subdivisão das regiões do processo de embutimento de um copo metálico, para análise dos esforços envolvidos no processo [Adaptado de 46].

Como foi descrito acima, durante o processo o material sofrerá tipos distintos de esforços, que proporcionarão ao produto final um perfil de espessura diferente ao longo da seção transversal do copo, a caracterização destes esforços pode ser dividida em dois elementos (A) e (B).

No elemento (A) pode-se verificar esforços radiais, devido ao fluxo de material para dentro da matriz e esforços de compressão, devido à ação do prensa-chapas, então aqui haverá uma manutenção da espessura. Já no elemento (B) é possível avaliar basicamente esforços de tração longitudinais e transversais, devido à transferência de esforços do punção para a parede da peça. Logo após o raio do ferramental, que é onde a conformação ocorre, é possível avaliar uma pequena redução na espessura da peça.

Devido à grande diversidade de esforços submetidos ao material o perfil de espessura do mesmo é diferente ao longo da seção transversal, enquanto algumas regiões acabam sofrendo um afinamento, outras acabam ganhando um pouco de espessura [46].

Figura 30 – (A) e (B) - Detalhamento dos esforços desenvolvidos ao longo do processo de estampagem do copo metálico. (C) - caracterização da seção transversal da peça depois do processo [Adaptado de 46].

Pode-se dizer então que a presença de pequenos estiramentos localizados é inerente ao processo de embutimento, o que torna este processo uma combinação entre estas duas modalidades de conformação. O grande segredo para obtenção de sucesso no embutimento de materiais metálicos é minimizar o máximo possível os efeitos de processo e de matéria-prima que possam gerar os estiramentos indesejáveis [47].

Como já comentado, este processo é o mais indicado para conformação dos aços inoxidáveis ferríticos, já que há uma maior tendência em manter a espessura inicial intacta, evitando que o material sofra grandes estiramentos.

3.2.2 Processo de Estiramento

Como o próprio nome sugere o processo de estampagem por estiramento, diferentemente do processo de embutimento, prioriza a conformação a partir da redução de espessura do blaque para obtenção do produto final [47]. Portanto, neste tipo de processo são utilizados materiais que se comportam bem com a redução de espessura, como é o caso dos aços inoxidáveis austeníticos, que sofrem a transformação martensítica por deformação a frio [10]. Devido à ocorrência de redução de espessura, o material trabalhará sob um regime de tensões e deformações biaxiais e para obtenção destas condições de trabalho algumas particularidades no processo e no ferramental devem ser adotadas [48].

A primeira destas particularidades a ser comentada é o aumento da pressão de prensa chapas, pois neste caso é desejável que a deformação ocorra no início do processo, nos raios do punção, região destacada na Figura 31 como Área de Estiramento, diferentemente do processo de embutimento onde a deformação acontecerá prioritariamente nos raios da matriz, destacada na Figura 29, como Matriz [47].

Figura 31 - Caracterização do processo de estiramento [Adaptado de 47].

O aumento da pressão no prensa-chapas, não deve ser a única alternativa utilizada para priorizar o estiramento do material. Houve uma evolução muito grande nos ferramentais utilizados no processo de estampagem e alguns dispositivos foram desenvolvidos.

Um destes dispositivos é o quebra-rugas, que se trata de uma nervura localizada no anel da matriz que sofrerá a pressão do prensa-chapas. Para o desenvolvimento do processo de estiramento a utilização do quebra rugas é importante para maximizar o controle e o fluxo do material durante o processo. Assim se podem garantir deformações adequadas também em peças com geometrias complexas [49].

Figura 32 - Modelo esquemático do conjunto de ferramental para priorização do processo de estiramento [Adaptado de 49].

Além do aumento da pressão no prensa-chapas e inclusão de dispositivos no ferramental, como o quebra rugas, os estampadores ainda podem trabalhar com os raios de ferramental, deixando-os mais agudos para intensificar a taxa de deformação no material [50].

O maior problema encontrado pela indústria que trabalha com o processo de estampagem é fazer a mudança de um material que está se comportando bem na operação de estiramento para um material que precisa ser trabalhado na operação de embutimento.

Essa mudança é muito desejada, pois geralmente os materiais que se comportam bem na operação de estiramento, que são os aços inoxidáveis austeníticos, são mais caros quando comparados com os materiais utilizados nas operações de embutimento, que são os aços inoxidáveis ferríticos [12].

A dificuldade ocorre devido à adaptação de ferramental, design de peças e práticas de processo, que podem causar perda de produtividade e maiores índices de rejeição [50]. Porém como existe uma mudança para um material mais barato, na grande maioria dos casos há um ganho considerável no custo de matéria-prima e isso acaba refletindo em um ótimo ganho de gestão para as empresas [12].

Um exemplo prático do que foi discutido no parágrafo acima, pode ser avaliado na **Erro! Fonte de referência não encontrada.**, onde houve a migração de um aço inoxidável austenítico (AISI 304L), processado originalmente por estiramento, para um aço inoxidável ferrítico (AISI 430) a ser processado por embutimento.

É possível notar neste caso a utilização das melhores práticas de processo em sinergia com as características do material ferrítico, pois houve uma redução da pressão de prensa chapas e uma suavização nos raios do ferramental, com o objetivo de facilitar o escoamento de material para dentro da matriz, proporcionando assim a possibilidade de migração de material e uma redução direta de custo na peça.

Figura 33 - Influência da Estrutura Metalúrgica do Material, da pressão de Prensa-Chapas e do raio de ferramental no desempenho em Estampagem de uma cuba [Acervo da Aperam South America].

Independente do processo de conformação a ser utilizado, é fundamental que os responsáveis pelo planejamento e projeto das peças trabalhem considerando todas as variáveis possíveis, de acordo com a Figura 28 [45].

3.2.3 Ensaios e Testes Tecnológicos para a Estampagem

Atualmente existem inúmeros testes e ensaios tecnológicos que podem ser realizados para estimar o comportamento de um material metálico durante um processo de estampagem [42]. Estes ensaios podem ser subdivididos basicamente em dois grupos, os ensaios intrínsecos e os ensaios simulativos. Os ensaios intrínsecos são àqueles que não dependem diretamente da espessura do material, como o ensaio de tração uniaxial, já os ensaios simulativos são àqueles que são sensíveis ao dimensional, qualidade superficial, lubrificação e outros aspectos do corpo de prova que está sendo ensaiado [51].

O grande objetivo da realização destes testes é correlacionar os materiais com o melhor tipo de estampagem possível para suas características intrínsecas, para que assim não existam surpresas durante o processo [49].

Para cada um dos processos apresentados existem ensaios simulativos específicos, além de outros ensaios que ajudam na avaliação de um estado mais complexo de tensões e da peça final, que é o caso das Curvas Limites de Conformação [42].

3.2.3.1 Ensaio de Tração e Propriedades Mecânicas

Quando um material é deformado abaixo da temperatura que causa sua recristalização, considera-se que o mesmo foi trabalhado a frio. Este trabalho a frio é muito comum nas práticas industriais e afeta diretamente o comportamento mecânico dos materiais [49].

Talvez um dos ensaios mais utilizados, e conhecidos, no mercado da engenharia para caracterização dos materiais seja o ensaio de tração, que se trata de um ensaio mecânico intrínseco [51] que fornece informações a respeito da

resistência e ductilidade dos materiais, correlacionando os efeitos de deformação e tensão em um corpo de prova normalizado.

Como o ensaio de tração é realizado praticamente em todo o mundo, existem algumas normas que prevêm os procedimentos para realização do mesmo, para os materiais metálicos as normas mais usuais são a ASTM E8/E8M, em sua versão mais recente e a DIN EN 10002, também em sua versão mais recente.

Estas normas fornecem todas as diretrizes para realização do ensaio, desde os detalhes relacionados à máquina de tração, até o dimensional, qualidade superficial e processos de usinagem dos corpos de prova a serem utilizados [52].

Dimensões do Corpo de Prova	
	Modelo de Chapa, 12,5 mm de largura
G - Comprimento Útil (mm)	50,0 ($\pm 0,1$)
W - Largura (mm)	12,5 ($\pm 0,2$)
T - Espessura (mm)	Espessura do material
R - Raio mínimo da aresta (mm)	12,5
L - Comprimento mínimo total (mm)	200,0
A - Comprimento da seção reduzida (mm)	57,0
B - Comprimento mínimo da seção de engaste (mm)	50,0
C - Largura aprox. da seção de engaste (mm)	20,0

Figura 34 - Dimensões do corpo de prova, modelo chapa (espessuras entre 0,13 mm e 5 mm), definidas pela norma ASTM E8/E8M, em sua versão mais recente [52].

O ensaio de tração consiste na utilização de uma máquina que irá proporcionar a fixação do corpo de prova, seguindo as diretrizes da especificação aplicável, em suas extremidades, garantindo que o mesmo esteja submetido a um estado uniaxial de tensão. Em seguida uma força é aplicada e o corpo de prova é

tracionado pelo equipamento com velocidade constante, também definida pela norma, até que chegue à ruptura.

Durante o ensaio são feitos registros da variação da força e do comprimento útil do corpo de prova para que seja possível extrair e interpretar os resultados do teste [42].

Para que a medição da variação de comprimento e largura seja feita de uma maneira apurada e precisa, é necessário realizar uma instrumentação adequada com extensômetros acoplados ao corpo de prova, além de um sistema tecnológico para aquisição e organização dos dados [42].

Figura 35 - Modelo esquemático de um ensaio de tração com instrumentação por extensômetro [Adaptado de 15].

A partir das medições de Força (N), registradas pelo equipamento, pela área inicial da seção transversal do corpo de prova (A_0) e pela variação do comprimento no corpo de prova (mm) é possível definir os valores tensão e deformação para que assim seja possível traçar a curva de engenharia [42].

Para cálculo da tensão de engenharia utiliza-se a seguinte equação:

$$S = \frac{F}{A_0} [\text{N/mm}^2] \quad (3.2)$$

Para cálculo da deformação relativa ou deformação de engenharia (e) utiliza-se a seguinte equação, onde L_0 é o comprimento inicial do corpo de prova e L_f é o comprimento final:

$$e = \frac{l_f - l_0}{l_0} \times 100[\%] \quad (3.3)$$

Essa é uma grandeza adimensional que representa um valor médio específico sobre a extensão analisada no corpo de prova [53].

Figura 36 - Modelo de uma curva tensão x deformação, com seus principais pontos
[Adaptado de 15].

A curva demonstrada pela Figura 36 ilustra uma curva tensão x deformação, além dos principais pontos para interpretação da mesma e caracterização dos materiais [15].

O limite de escoamento, comumente representado por σ_e ou $\sigma_{e\ 0,2\%}$, representa a tensão na qual o material passa da zona de elástica da curva para a zona plástica. Para tensões abaixo do limite de escoamento, o material retornará ao seu estado inicial, independente da deformação que sofra [15].

É importante ressaltar que o cálculo do limite de escoamento é geralmente realizado para um valor de 0,2% de deformação, uma vez que para os materiais dúcteis o escoamento é tão gradual que a determinação exata do ponto de transição de uma zona para a outra acaba sendo muito difícil, então se utiliza esta referência para garantir que o material superou a zona elástica [49]. Na Figura 36 esta região é representada pelo ponto A.

Figura 37 - Representação gráfica da transição da zona elástica para a zona plástica da curva tensão deformação e do limite de escoamento 0,2% [Adaptado de 15].

Após a transição da zona elástica para a zona plástica, a tensão necessária para continuar a deformação do material continua aumentando até que se atinja um ponto máximo, onde a carga do equipamento começa a cair. A tensão definida neste ponto máximo é considerada como Limite de Resistência do material, comumente representado por σ_r [15]. Na Figura 36 esta região está representada pelo ponto B.

Finalmente, quando o corpo de prova chega à ruptura da seção transversal, representado graficamente pelo ponto C da Figura 36, a tensão calculada é considerada como Tensão de Ruptura.

O eixo das abscissas representa a deformação, ou alongamento dos materiais. O alongamento no qual o material sofre deformação plástica uniforme, ou seja, sem sofrer estricção, é considerado como alongamento uniforme e é uma propriedade importante para projetos de estampagem, já que pode ser relacionada com a perda de espessura do material durante o processo. Este valor pode ser verificado na Figura 36 no ponto D. Já a deformação do material até a ruptura representa o alongamento total, que pode ser avaliado na Figura 36 através do ponto E.

Outros conceitos muito importantes para analisar as propriedades mecânicas e a capacidade de utilização de um material são os conceitos de Tensão Verdadeira e Deformação Verdadeira [15]. É possível observar na curva de engenharia, ilustrada na Figura 36, que após vencer a zona elástica, para que o material continue sua deformação, é necessário que ocorra um aumento da tensão, porém ao mesmo tempo em que a tensão aumenta e o material vence seu alongamento uniforme, a área da seção transversal do corpo de prova começa a diminuir e este fator influencia diretamente na forma da curva tensão x deformação [49].

A deformação verdadeira é uma grandeza aditiva e pode ser estabelecida a partir da avaliação de uma sequência de carregamentos, onde o alongamento do corpo de prova é representado por um ΔL , ou seja, comprimento final no momento de medição menos o comprimento inicial [53]. Tomando-se intervalos de medição muito curtos e aumentando-se o número de etapas de análise indefinidamente é possível definir a deformação a partir da seguinte derivação:

$$d\varepsilon = \frac{dl}{l} \quad (3.4)$$

Realizando a integração da Equação 3.4, se obtém a seguinte Equação para cálculo da deformação verdadeira:

$$\varepsilon = \ln \frac{l}{l_0} \quad (3.5)$$

Caso o carregamento seja feito em etapas, a somatória das deformações deve ser realizada, considerando o procedimento da Equação 3.5, para obtenção da deformação verdadeira [53].

As Equações 3.4 e 3.5, representadas acima, só serão válidas até o momento que o corpo de prova não tenha variação da área da seção transversal, ou seja, não sofra estricção. Após o ponto que o material começa a perder área, o cálculo da deformação verdadeira deve ser realizado considerando-se a variação de área [39]. As equações são as seguintes:

$$d\varepsilon = -\frac{dA}{A} \quad (3.6)$$

Realizando a integração da Equação 3.6, se obtém a seguinte Equação para cálculo da deformação verdadeira, após estricção:

$$\varepsilon = \ln \frac{A_0}{A} \quad (3.7)$$

Similarmente ao que foi discutido para a deformação verdadeira, é possível definir o valor de tensão verdadeira a partir da seguinte equação:

$$\sigma = \lim_{\Delta A \rightarrow 0} \frac{\Delta F}{\Delta A} \quad (3.8)$$

Considerando-se que a tensão será uniforme ao longo de toda seção transversal do corpo de prova, tem-se a seguinte equação:

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad (3.9)$$

Onde o valor de A é representado pela medição instantânea da área da seção transversal do corpo de prova, assim conclui-se que o valor de tensão verdadeira é

um valor instantâneo de tensão e não depende diretamente das dimensões iniciais do corpo de prova, como no cálculo da tensão de engenharia [49]. Se não houver variação de volume ao longo da deformação do corpo de provas, pode-se considerar a seguinte equação:

$$V_0 = V_f \Leftrightarrow A_0 \cdot l_0 = A \cdot l \Rightarrow A = \frac{A_0 \cdot l_0}{l} \quad (3.10)$$

Substituindo o valor de área encontrado na equação 3.10, na equação 3.9, se obtém a seguinte expressão:

$$\sigma = \frac{F \cdot l}{A_0 \cdot l_0} \quad (3.11)$$

Com este valor de tensão encontrado, é possível realizar uma substituição nas equações 2 e 3, para correlacionar a tensão verdadeira com a tensão de engenharia e a deformação verdadeira com a deformação de engenharia, obtendo-se as seguintes relações:

$$e = \frac{l_f - l_0}{l_0} = \frac{l_f}{l_0} - 1 \Rightarrow \frac{l_f}{l_0} = 1 + e \quad (3.12)$$

$$\varepsilon = \ln \frac{l}{l_0} \therefore \varepsilon = \ln(1 + e) \quad (3.13)$$

$$\sigma = \frac{S \cdot A_0 \cdot l}{A_0 \cdot l_0} = \frac{S \cdot l}{l_0} \quad (3.14)$$

$$\sigma = S(1 + e) \quad (3.15)$$

Ao avaliar a equação 3.15, pode-se concluir que para pequenos valores de deformação, é possível considerar que o valor de tensão verdadeira é praticamente igual ao valor de tensão de engenharia, por isso na grande maioria das vezes essa simplificação é feita. Porém esta regra não é verdadeira para casos onde o valor de

deformação é considerável, então é importante conhecer esta relação para se realizar uma análise estrutural correta [53].

Com o início da estricção a análise de esforços começa a ficar consideravelmente complexa pois começam a existir outras componentes de esforço além da axial, conseqüentemente o valor de tensão é um pouco menor do que aquele calculado a partir da carga e da área do corpo de prova, o que leva à correção da curva de engenharia, conforme Figura 38 [15].

Figura 38 - Correlação das curvas de engenharia, verdadeira e verdadeira corrigida
[Adaptado de 15].

A região na qual o material começa a sofrer deformação plástica, até o ponto no qual se inicia o processo de estricção, representada na curva da Figura 38, pode ser aproximada pela seguinte equação:

$$\sigma = K \cdot \varepsilon^n \quad (3.16)$$

Esta equação se tornou conhecida a partir dos estudos de John H. Hollomon, então passou a ser conhecida como equação de Hollomon [54]. Os valores de K e n são constantes e variam de material para material, além de dependerem diretamente das condições de processamento dos mesmos [15].

É importante comentar que esta equação representa melhor o comportamento dos materiais ferríticos, já que para os austeníticos o coeficiente "n" não é constante com a deformação, então uma maneira de se avaliar o encruamento do material é a partir da derivada da curva tensão deformação. O coeficiente "n" é comumente

conhecido por coeficiente de encruamento e seu valor é menor do que uma unidade, os valores típicos de K e n podem ser avaliados na tabela 5.

Tabela 5 - Valores típicos de n e K para alguns materiais [Adaptado de 15].

	n	K (MPa)
Aço Baixo Carbono (Recozido)	0,21	600
Aço Inoxidável Austenítico (Recozido)	0,44	1400
Cobre (Recozido)	0,44	530
Bronze Naval (Recozido)	0,21	585

3.2.3.2 Ensaio Swift

O ensaio Swift é um ensaio simulativo de formação de copo e simula o processo de embutimento dos materiais [49]. Neste teste se aplicam tensões tratativas no sentido radial e tensões compressivas no sentido circunferencial do corpo de provas, ambas iguais em módulo [42]. O objetivo deste teste é variar o diâmetro dos corpos de prova, mantendo o dimensional do conjunto de ferramentas o mesmo. Para o ensaio Swift se trabalha com conjunto de punção cilíndrico, prensa chapas e matriz circular, conforme Figura 39.

Figura 39 – Conjunto de ferramental para o ensaio Swift [Adaptado de 42].

A função do prensa chapas neste teste é evitar a formação de rugas, sem evitar o escoamento do material para dentro da matriz, assim com o aumento do

diâmetro dos corpos de prova também aumenta o atrito com o ferramental, esse aumento de atrito ocorre até que o material chegue à fratura. O máximo diâmetro do corpo de prova, antes do rompimento, relacionado com o diâmetro do punção fornecerá uma relação de embutimento, conhecida como Limit Drawing Ratio (LDR) [42].

$$\text{LDR} = \frac{\phi_{\text{blanque}}}{\phi_{\text{punção}}} \quad (3.17)$$

3.2.3.3 Ensaio Erichsen

O ensaio Erichsen também é um ensaio simulativo de formação de copo, porém simulando uma condição de estiramento, onde este copo é formado sob a influência de um punção esférico, com diâmetro de 20 mm, e as flanges do corpo de prova são consideravelmente grandes para que a pressão de prensa chapas evite o máximo possível de escoamento para dentro da matriz [49].

Figura 40 - Conjunto de ferramental para o ensaio Erichsen [Adaptado de 49].

Neste ensaio se mede o avanço deste punção esférico até que se inicie a fratura na base do copo, as prensas mais modernas podem medir a queda de carga e parar o avanço logo que isso aconteça, dando um resultado mais preciso do que as prensas convencionais. A altura “h” listada na Figura 40, também é conhecida como Índice Erichsen (IE) e indica uma característica do material, quanto maior o “h” melhor será a capacidade de estiramento do material [7]. A norma ASTM E643-15 [55] fornece as diretrizes para dimensionamento do corpo de prova e realização do ensaio.

3.2.3.4 Curvas Limites de Conformação (CLC)

Os processos tecnológicos de conformação de metal que são utilizados atualmente permitiram uma evolução da indústria com o aumento de produtividade e redução dos níveis de sucateamento da matéria prima, porém isso só foi possível devido ao avanço nas pesquisas em métodos de previsão de falha e simulação do processo de conformação [56].

As curvas limites de conformação têm sido utilizadas constantemente como um método de avaliação da capacidade de conformação dos materiais metálicos e como uma ferramenta para previsão e diagnóstico dos defeitos encontrados no processo [57]. Seu conceito foi inicialmente abordado por Keeler [58] que desenvolveu a região de estiramento, ou seja, o lado direito da curva, posteriormente este conceito foi evoluído por Goodwin [59] que desenvolveu o lado esquerdo da curva, representando a região de embutimento [60].

Para entender o funcionamento e a aplicabilidade das curvas limites de conformação, é necessário conhecer os modos de deformação encontrados em um processo de conformação e assim é possível utilizar a lei de conservação do volume para desenvolver este conceito [61]. A conservação de volume durante a conformação pode ser expressa pela seguinte equação:

$$\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = 0 \quad (3.18)$$

Onde ε_1 , ε_2 e ε_3 são as deformações principais em seus respectivos sentidos, geralmente ε_1 e ε_2 representam o plano da chapa que está sendo conformada e ε_3 representa a espessura do material. Para caracterização do estado de deformação durante o processo de estampagem a análise de ε_1 e ε_2 é suficiente, já que ε_3 pode ser obtido a partir da Equação 3.18 [61].

Figura 41 - Modos de Deformação em um processo de conformação [Adaptado de 61].

Posteriormente, foram desenvolvidas outras metodologias para obtenção destas curvas limites de conformação, como por exemplo, os testes de Hecker, o Marciniak, Nakazima e mais alguns outros procedimento experimentais [62]. Atualmente já existe uma normatização para realização deste teste, a partir da norma ASTM E2218, em sua versão mais recente [63].

O teste mais utilizado atualmente para obtenção das CLC's é o Nakazima, que é um teste que consiste na estampagem de amostras com dimensão pré-determinada utilizando um punção esférico e uma matriz circular [64].

Antes de se iniciar o processo de estampagem realiza-se a marcação (geralmente eletrolítica) de uma malha com dimensões pré-determinadas na superfície do material, esta malha pode ser circular ou quadrada e é utilizada para medir as deformações principais durante a conformação [64].

Figura 42 - Ferramental do ensaio Nakazima [Adaptado de 62].

A dimensão das amostras vai determinar a região da curva na qual os dados serão coletados, isso acontece pelo esforço que o material encontra durante o processo de conformação. São cortados geralmente sete modelos de amostras que serão submetidos ao avanço do punção até a ruptura, ou nas prensas mais modernas, até a queda de carga [64].

Figura 43 - Corpos de Prova do Ensaio Nakazima [64].

Com todos os corpos de prova conformados, é possível realizar uma avaliação da deformação que ocorreu na malha que foi traçada na superfície do material, assim realiza-se a coleta dos valores ε_1 e ε_2 nas regiões próximas à fratura, ou se a prensa foi desarmada na queda de carga, na região de estiramento e

transfere os resultados para um gráfico, obtendo-se assim a Curva Limite de Conformação [64].

Figura 44 - Modelo representativo de uma Curva Limite de Conformação [Adaptado de 60].

Como os ensaios para obtenção das curvas limites de conformação dependem muito do desempenho dos equipamentos utilizados para montagem do teste, existem alguns fatores experimentais que podem afetar diretamente os resultados: geometria das ferramentas, forma do corpo de prova, lubrificação, espessura do material ensaiado, qualidade do material, dimensão da malha de medição e o sistema de aquisição dos dados [42].

Figura 45 - Influência da espessura do material ensaiado na Curva Limite de Conformação [Adaptado de 45].

Além do desempenho do equipamento o resultado das CLC's depende diretamente do pré-tensionamento da chapa antes do ensaio, que consequentemente poderá alterar o caminho das deformações e o posicionamento da curva limite de conformação, que também alterará a análise do material [65]. Para isso desenvolveu-se uma curva limite de conformação baseada na tensão e não na deformação, chamada de curva tensão limite de conformação CTLC, ou em inglês FLSD.

Para operações como embutimento e estiramento, que estão sendo avaliadas neste trabalho, a CLC pode ser utilizada sem grandes problemas, porém a curva tensão limite de conformação não é dependente do caminho das deformações e pode apresentar um resultado mais preciso para operações com pré-tensionamento, como em operações multiestágios, por exemplo [66].

3.2.4 Propriedades dos Materiais Relacionadas à Estampagem

As propriedades mecânicas usuais são muito úteis para quase todas as situações nas quais é necessário realizar um estudo a respeito dos materiais e suas aplicações, porém nem sempre são suficientes para explicar, prever ou entender o desempenho dos mesmos durante o processo de conformação. Assim, para que

uma discussão mais aprofundada seja feita, é necessário proceder com a realização de alguns testes específicos, como as CLC's, coeficiente de Lankford e Textura Cristalográfica [67].

3.2.4.1 Coeficiente de Lankford

Como já comentado, alguns materiais têm melhor desempenho no processo de estampagem quando são submetidos ao embutimento, ou seja, é necessário que ocorra o escoamento do blanque para dentro da matriz, preservando-se a espessura inicial da chapa e reduzindo as dimensões do plano, largura e comprimento. A forma mais usual de mensurar a capacidade do material de desempenhar esta função é através do Coeficiente de Lankford [67].

O coeficiente de Lankford, também conhecido como R, correlaciona a deformação verdadeira da largura do corpo de prova com a deformação verdadeira da espessura [68]. Pode ser calculado considerando a seguinte equação:

$$R = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} \quad (3.19)$$

Como a probabilidade de erros no momento da medição da espessura do corpo de prova é grande, pode-se considerar a lei de conservação do volume, para realizar a substituição da deformação verdadeira da espessura pela deformação verdadeira da largura.

$$\varepsilon_t + \varepsilon_w + \varepsilon_l = 0 \Leftrightarrow \varepsilon_t = -(\varepsilon_w + \varepsilon_l) \quad (3.20)$$

Substituindo o novo valor de ε_t na equação 3.19 e calculando os valores de deformação verdadeira se obtém o seguinte valor para R:

$$R = -\frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_w + \varepsilon_l} \quad (3.21)$$

$$R = \frac{\ln\left(\frac{w_0}{w_f}\right)}{\ln\left(\frac{l_f \cdot w_f}{l_0 \cdot w_0}\right)} \quad (3.22)$$

Um valor de R elevado sugere que o material que está sendo ensaiado tem uma grande capacidade de resistir ao afinamento, priorizando as deformações no plano, ou seja, na largura e no comprimento do blankue [49].

É importante ressaltar que o valor de R é diretamente dependente do sentido de laminação do material e que apesar das propriedades mecânicas de um material anisotrópico, como os aços, variarem com a direção de laminação, o valor de R pode apresentar variações mais importantes. Além disso, a referência para a coleta dos valores de deformação verdadeira na largura e na espessura é com o corpo de prova apresentando 15% de alongamento total [69].

Figura 46 - Corpo de Prova coletado a 45° com relação ao sentido de laminação, para medição do valor de R [Adaptado de 69].

A informação de que a anisotropia do material dependerá diretamente do sentido de laminação indica que realizar a medição em somente um sentido pode fornecer um resultado impreciso, então se sugere a utilização de um valor médio de anisotropia conhecido como $\bar{R}$, ou anisotropia normal [69]. A anisotropia normal pode ser calculada de acordo com a seguinte equação:

$$\overline{R} = \frac{R_{0^\circ} + 2 \cdot R_{45^\circ} + R_{90^\circ}}{4} \quad (3.23)$$

Outro coeficiente bastante conhecido, para análise do comportamento anisotrópico dos materiais é o coeficiente de anisotropia planar, também conhecido como ΔR . Este coeficiente indica as variações do comportamento mecânico do material no plano da chapa e também pode ser correlacionado com a tendência de formação de “orelhas” no processo de estampagem [69].

$$\Delta R = \frac{R_{0^\circ} - 2 \cdot R_{45^\circ} + R_{90^\circ}}{2} \quad (3.24)$$

As propriedades de anisotropia também estão correlacionadas com a textura cristalográfica dos materiais [15].

3.3 Textura Cristalográfica

Os materiais policristalinos têm sua estrutura composta por um número muito grande de grãos e ao realizar a análise microestrutural destes materiais é possível observar que a orientação cristalográfica dos grãos, quando analisada individualmente, pode ser interpretada como aleatória [15].

Porém, quando analisada coletivamente, é possível verificar que muitas vezes os grãos estão dispostos de acordo com uma orientação preferencial, esta orientação preferencial é chamada de textura cristalográfica [69]. Pode-se então definir textura como a descrição da distribuição de orientações preferenciais dos grãos de um material policristalino em relação a algum referencial, como por exemplo, o plano da chapa ou a direção de laminação [70].

Figura 47 - Representação gráfica da textura cristalográfica. (a) Material com orientação preferencial de grãos. (b) material com orientação aleatória dos grãos [Adaptado de 71].

É fundamental destacar que a textura não se remete à forma dos grãos, mas sim à forma como a rede cristalina destes grãos é organizada espacialmente. Essa orientação preferencial dos grãos pode ser introduzida no material a partir de alguns métodos, como a deformação plástica e a recristalização, por exemplo [51].

3.3.1 Principais Tipos de Textura

Convencionalmente existem dois tipos principais de textura cristalográfica, que podem ser denominados como textura de fibra e textura de chapa. A textura de fibra remete-se preferencialmente a orientação cristalográfica dos grãos em um arame, uma vez que a direção cristalográfica da maioria destes grãos $\langle uvw \rangle$ está paralela, ou praticamente paralela, ao eixo do arame. Esta orientação preferencial pode ocorrer tanto em fibras naturais como em fibras artificiais, por isso ela é denominada de textura de fibra [72].

O outro tipo de textura citada, textura de chapa, é a principal a ser analisada quando se considera o conceito de estampabilidade dos materiais [40]. Este tipo de textura pode ser representado através da observação da orientação da maioria dos grãos em um plano cristalográfico, representado por $\{hkl\}$, onde seus planos estarão praticamente paralelos a um referencial da chapa, como a superfície, e também com uma direção $\langle uvw \rangle$, que também estará paralela a outro referencial, como a direção de laminação do material [71].

Figura 48 - Representação esquemática da textura de fibra (a) e da textura de chapa (b) com a representação da orientação de alguns grãos [40].

As orientações da estrutura cristalográfica do material, em alguns casos, têm uma denominação específica e podem ser encontradas com esta denominação na literatura. Seguem alguns exemplos: Textura Goss $\{001\}\langle 100 \rangle$, Textura tipo Cobre C $\{211\}\langle 111 \rangle$, Textura Tipo Latão B $\{001\}\langle 211 \rangle$, Textura Cubo W $\{100\}\langle 001 \rangle$, Textura Cubo Gêmeo WT $\{221\}\langle 122 \rangle$, entre outras [40].

Outra nomenclatura típica da textura cristalográfica é a nomenclatura a partir de fibras, as principais fibras encontradas nos materiais CFC e CCC podem ser verificadas na Tabela 6. Por exemplo, a fibra gama na estrutura CCC representa todos os planos contidos na direção $\langle 111 \rangle$ paralelos à direção normal (DN) de laminação da chapa.

Tabela 6 - Principais fibras nos materiais com estrutura CFC e CCC. DN - Direção Normal, DT - Direção Transversal e DL - Direção de Laminação [Adaptado de 71].

Material	Nomenclatura da Fibra	Eixo da Fibra
CFC	α (alfa)	$\langle 110 \rangle \parallel$ DN
	γ (gamma)	$\langle 111 \rangle \parallel$ DN
	τ (tau)	$\langle 110 \rangle \parallel$ DT
CCC	α (alfa)	$\langle 110 \rangle \parallel$ DL
	γ (gamma)	$\langle 111 \rangle \parallel$ DN
	η (eta)	$\langle 001 \rangle \parallel$ DL
	θ (teta)	$\langle 001 \rangle \parallel$ DN
	ϵ (epsilon)	$\langle 110 \rangle \parallel$ DT

3.3.2 Métodos de Representação da Textura Cristalográfica

Existem diversos métodos de se representar a textura de um material, o principal deles é a partir da difração de raios-X, onde as frações volumétricas do material são representadas em relação a uma orientação cristalina.

Com o avanço da tecnologia, desenvolveu-se a utilização do EBSD, agregado à Microscopia Eletrônica de Varredura, o que permitiu uma melhoria significativa na aquisição dos resultados e dados [73]. Os três principais métodos utilizados para se representar a textura cristalográfica são os métodos de figuras de pólo, figuras de pólo inversa e o método de ODF, função distribuição de orientações [71].

3.3.2.1 Figuras de Pólo

O conceito de utilização das figuras de pólo para representação da textura foi inicialmente utilizado pelo metalurgista alemão Wever há muito tempo, em 1924, visando descrever a textura do alumínio e ferro laminado a frio [74]. Basicamente, uma figura de pólo é uma projeção estereográfica bidimensional, onde as posições e intensidades de algumas orientações cristalográficas específicas do material são mostradas em relação a um plano de referência específico e eixos do corpo de prova a ser analisado [71].

Considerando-se uma chapa de material laminado e uma amostra de material retangular, geralmente selecionam-se os seguintes eixos de coordenadas: direção de laminação (DL), direção transversal à laminação (DT) e direção normal à laminação (DN) [40].

Figura 49 – Exemplo de uma projeção esferográfica, a) Posicionamento da amostra retangular do material a ser analisado em relação à esfera de referência. b) Projeção dos três pólos 100, 010 e 001 em um plano paralelo ao plano da superfície da amostra [Adaptado de 71].

Caso o material tenha uma textura preferencial e sejam feitas as projeções de uma porção maior de grãos com a mesma orientação do grão representado na amostra da figura acima, será possível verificar que estas projeções estarão concentradas nos mesmos pontos, porém se não existir uma concentração dos pólos e os mesmos estiverem distribuídos aleatoriamente ao longo do plano de projeção, se pode concluir que o material não tem textura, ou tem uma textura aleatória [71].

Figura 50 - Representação da projeção dos pólos de mais grãos da amostra plana analisada, a) concentração de pontos nos planos (100), (010) e (001). b) Figura de pólo (100) mostrando as linhas de intensidade para os planos [Adaptado de 71].

A prática usual para se obter os resultados de figuras de pólo, que é utilizada atualmente, é a difração por raio-x (DRX) para avaliação de diversos grãos simultaneamente, ou via microscopia eletrônica de varredura a partir de difração de elétrons (EBSD) para avaliação individual dos grãos. Nas situações reais de análise o número de grãos analisado é consideravelmente maior ao que foi representado nas figuras acima, em alguns casos a região analisada chega a contemplar 5000 grãos [40].

Um dos principais problemas atrelados ao método de figuras de pólos é a complexidade na interpretação dos resultados, uma vez que para se avaliar uma única orientação é necessário avaliar um conjunto de pólos, o que acaba requerendo uma grande experiência de quem está fazendo a análise [75]. Então, para se facilitar a análise de textura de alguns materiais com estruturas metalúrgicas específicas é interessante utilizar figuras de pólo já conhecidas com orientações importantes, considerando as texturas com denominações específicas que foram citadas anteriormente neste capítulo, pode-se considerar uma figura de pólo importante a (200), onde o posicionamento das texturas pode ser avaliado na Figura 51 [71]:

Figura 51 - Padrão de figura de pólo (200), mostrando as componentes de texturas ideais para um material CFC [Adaptado de 76].

3.3.2.2 Figura de Pólo Inversa

As metodologias mais comuns para representação da textura são as figuras de pólo, apresentadas no tópico anterior, e as ODFs que serão apresentadas no tópico seguinte, porém as figuras de pólo inversa proporcionam uma descrição satisfatória e de mais fácil interpretação [71].

As figuras de pólo inversa podem ser utilizadas para representação da textura de chapas [71], já que se trata de um método que indica a orientação de diversos planos cristalográficos $\{hkl\}$, com referência à uma direção específica e importante da amostra que está sendo analisada, por exemplo, a direção normal à superfície da chapa ou a direção do eixo de trefilação de um arame [40].

Figura 52 - Representação do triângulo típico da figura de pólo inversa, com as respectivas orientações cristalográficas e suas posições [71].

A partir da representação da referência indicada na Figura 52, podem-se interpretar os resultados obtidos na microscopia eletrônica de varredura, via EBSD e quantificar as orientações de cada porção analisada. Um sistema de cores pré-definido é necessário para interpretação dos resultados [77].

3.3.2.3 Função Distribuição de Orientações (ODF)

Como já comentado anteriormente, a função distribuição de orientações dos cristalitos ou grãos (CODF) ou simplesmente ODF, é um dos principais métodos para descrição da textura cristalográfica dos materiais [78]. Esta é uma análise mais completa, tanto quantitativamente quanto qualitativamente, pois inclui informações da orientação dos cristais, como o plano e direção: $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ e também a fração volumétrica destas orientações [51].

A ODF é uma função matemática que descreve a frequência de ocorrência de uma orientação particular de um cristal em um sistema tridimensional conhecido como espaço de Euler, no qual as coordenadas são definidas por três ângulos, também conhecidos como ângulos de Euler [71]. Estes ângulos de Euler consistem de três rotações consecutivas aplicadas aos eixos da célula cristalina, $[100]$, $[010]$ e $[001]$ que acabam causando a coincidência destes eixos com os eixos DL, DT e DN da chapa que está sendo analisada [40].

Figura 53 - Relação entre o sistema de coordenadas da amostra a ser analisada (XYZ), que também pode ser interpretado por DL, DT e DN e o sistema de coordenadas da célula unitária do cristal $[100]$, $[010]$ e $[001]$ [Adaptado de 79].

Algumas formulações matemáticas foram desenvolvidas com o objetivo de calcular as funções matemáticas a partir de sistemas de notações para os ângulos de Euler, as duas principais notações são as de Roe [80] e de Bunge [81], sendo que a de Bunge é atualmente uma das mais utilizadas para avaliação da textura cristalográfica dos materiais e a definição dos ângulos pode ser vista na Figura 54 [71]. Os detalhes do tratamento matemático das funções podem ser avaliados nos textos desenvolvidos por Bunge [81, 82].

A representação das ODFs normalmente é feita a partir de seções obtidas no espaço tridimensional de Euler, representado na Figura 55, fixando-se um dos ângulos pode-se obter uma série de cortes bidimensionais que por sua vez representarão as orientações preferenciais do material analisado. Costuma-se verificar em artigos sobre aços de baixo carbono, que é o caso dos aços analisados neste trabalho, que o principal corte a ser analisado, ou seja, o corte que apresenta diversas orientações importantes, é o corte com φ_2 fixado em 45° . Agora, nada impede a análise a partir de outros cortes com o φ_1 ou φ_2 fixados em outros ângulos pré-definidos [71].

Figura 56 – Representação esquemática de orientações e fibras importantes nos cortes de $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$ para aços com estrutura CCC [Adaptado de 84]

Figura 57 - Representação esquemática de orientações e fibras importantes nos cortes de $\varphi_2 = 0^\circ$, $\varphi_2 = 45^\circ$ e $\varphi_2 = 65^\circ$ para aços com estrutura FCC, onde C = Cubo, Cu = Cobre, B = Latão, Rt-C = Cubo Rodado e Goss = G [Adaptado de 85].

3.3.3 Principais Texturas para Estampagem dos Aços Inoxidáveis Ferríticos

Como já comentado, a formação da textura cristalográfica afeta diretamente algumas propriedades dos materiais e a capacidade de estampagem é uma destas propriedades. A formação desta textura favorável depende de diversos fatores, tais como: composição química do material, temperaturas de laminação e reduções no processo de laminação a quente, percentual de redução a frio no processo de laminação a frio e outros parâmetros relacionados ao processo, como lubrificação, diâmetro e rugosidade do cilindro de laminação [86].

A principal textura que favorece o desempenho dos materiais com estrutura cúbica de corpo centrado no processo de estampagem, aumentando os valores de anisotropia, é a textura conhecida como fibra gama, ou seja, onde os grãos estão com a orientação $\langle 111 \rangle \parallel \text{DN}$. Por outro lado, a presença de fibra teta $\langle 001 \rangle \parallel \text{DN}$ é prejudicial à capacidade de estampagem do material e acaba reduzindo os valores de anisotropia e afetando o desempenho do mesmo [78].

Vale a pena destacar que para os aços elétricos existe um conceito de parâmetro de textura que prevê a relação “fibra teta/fibra gama” e quanto maior este parâmetro, melhor será a condição de anisotropia magnética [87], então para indicar uma melhor condição de anisotropia do material objetivando um melhor desempenho na estampagem, deve-se objetivar um aumento na relação de “fibra gama/fibra teta”. A literatura indica que o aumento da deformação a frio do material é favorável para a formação da fibra gama e conseqüentemente para o aumento da anisotropia [76].

Figura 58 - Influência da relação de fibra gama com fibra teta no aumento da capacidade de estampagem do material [Adaptado de 78].

Complementando a informação apresentada acima, na Figura 58, J.J Jonas et.al [76] correlacionou o coeficiente de anisotropia normal com o ângulo θ , considerando a notação de Roe [80], em relação à direção de laminação. É possível verificar que a presença das principais componentes da fibra gama causa um aumento da anisotropia normal, enquanto a presença das componentes de fibra teta, e de outras orientações prejudiciais à estampagem, reduz o valor da anisotropia normal [76].

Figura 59 - Influência positiva da presença das componentes da fibra gama no coeficiente de anisotropia normal dos aços de baixo carbono [Adaptado de 76].

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo serão apresentados os materiais utilizados para este estudo e os procedimentos experimentais realizados para caracterização da microestrutura, textura cristalográfica, das propriedades mecânicas, das propriedades de estampagem e levantamento da curva limite de conformação dos mesmos. Foram utilizados dois aços inoxidáveis distintos, o DIN 1.4509, que pertence à família ferrítica, e o AISI 321, que pertence à família austenítica.

Para a caracterização das amostras foram realizados ensaios de tração, ensaios em prensa, como Erichsen, Swift e Nakazima e também foram realizadas análises a partir da microscopia ótica para caracterização da microestrutura e a partir da Microscopia Eletrônica de Varredura e Difração de Raios-X para caracterização da textura do material. Todos estes ensaios e análises foram realizados com o objetivo de se realizar uma comparação entre os dois materiais utilizados e subsidiar uma discussão sobre as potenciais aplicações, vantagens e desvantagens dos mesmos em um processo de estampagem.

4.1 Materiais

Todos os materiais utilizados neste estudo foram fornecidos pela Aperam South America (antiga Acesita), na forma de chapas, com 2mm de espessura, 1200 mm de largura e 300 mm de comprimento, laminadas a frio, recozidas e decapadas. A nomenclatura internacional, segundo norma ASTM A480/A480M item 11, para este acabamento é 2D [88].

As amostras foram obtidas após processo de laminação a frio, recozimento e decapagem química e no total foram cortadas 10 amostras de cada aço, na guilhotina da entrada da tesoura longitudinal, com as dimensões de 2,00 mm x 1200 mm x 300 mm.

É importante ressaltar que as amostras foram retiradas no centro da bobina, para evitar efeitos de variação de início e final de processo, mas esta condição não reflete 100% da realidade, visto que em um processo industrial geralmente a bobina

inteira é fornecida sem descartes e terá que ser processada, então os resultados apresentados neste trabalho podem sofrer pequenas variações caso se considere o início ou final de uma bobina mãe.

Figura 60 - Amostragem dos materiais sendo realizada na tesoura longitudinal.

4.2 Preparação dos Corpos de Prova e Equipamentos Utilizados

Como já comentado, foram obtidos corpos de prova para realização dos ensaios de composição química, tração, dureza, Erichsen, Swift e Nakazima, caracterização metalográfica e de textura cristalográfica. Todos os ensaios foram realizados nos laboratórios do Centro de Pesquisa da Aperam South America.

4.2.1 Composição Química

As análises de composição química foram realizadas pela própria Aperam South América e os resultados também foram fornecidos para as amostras. Para os elementos metálicos foi utilizado um espectrômetro de fluorescência de raios-X, para os teores de carbono utiliza-se o método de absorção de infravermelho, com o equipamento LECO CS444 e para os teores de nitrogênio, utiliza-se o método de termocondutividade, com o equipamento LECO TC436. É importante ressaltar que as normas vigentes que regem os valores de composição química e propriedades mecânicas dos aços utilizados nestes estudos são a DIN 10088-2 na sua versão

mais recente [8] para o aço 1.4509, comumente conhecido como 441 e com nomenclatura interna da Aperam K41 e a norma ASTM A240/A240M -16 [16] para o aço AISI 321.

4.2.2 Dureza

Para realização do ensaio de dureza foi utilizado um Durômetro Universal, modelo Instron Wolpert (Testor 930), a metodologia utilizada foi a Rockwell B e foram tomados 3 pontos distintos, para apresentação dos resultados foi apresentada a média destes 3 pontos. O ensaio foi realizado em pelo menos um corpo de prova por direção e por material.

4.2.3 Microestrutura

Para realização da análise de microestrutura do material, foi utilizado um Microscópio Ótico LEICA, modelo DMRM e foram realizadas três avaliações distintas: medição do tamanho de grão nos dois aços, micropureza, com quantificação de precipitados nos dois aços e quantificação da ferrita delta na estrutura do aço austenítico AISI 321. Foi necessário ter um cuidado no processo de polimento de todas as amostras, com o objetivo de evitar a transformação martensítica no aço AISI 321, devido à instabilidade da liga.

Figura 61 - Microscópio Ótico LEICA, modelo DMRM.

4.2.3.1 Tamanho de Grão

Para medição do tamanho de grão, tanto do aço DIN 1.4509 quanto do aço AISI 321, foram seguidos os procedimentos determinados pela norma ASTM E112-13 [89], o método utilizado foi o do intercepto circular simples.

A norma prevê que se considere em torno de 35 interceptos por medição para que um resultado preciso seja obtido, além disso, ela também cita que é importante fazer algumas medições em diferentes áreas do material para obter um resultado mais consistente. Para este estudo foram consideradas cinco medições para cada aço, sendo que as amostras para estas medições foram coletadas na superfície superior, no centro da espessura e na superfície inferior das amostras, com o objetivo de avaliar a homogeneidade dos resultados.

Além da medição do tamanho de grão pelos procedimentos descritos acima, também foi feita uma avaliação visual da homogeneidade de recristalização dos materiais, para tal se considerou as micrografias em duas posições, no centro da espessura e na superfície do aço.

4.2.3.2 Micropureza

Para quantificação e medição do tamanho dos precipitados nos dois aços foi utilizado como procedimento padrão a norma ASTM E45-13 [90] e o método considerado para análise foi o Método A.

Os procedimentos para preparação da amostra e realização do ensaio conforme diretrizes do Método A estão descritos no item 12 desta norma, para tal se deve preparar a amostra com uma área de análise polida de 160 mm² e utilizar um aumento de 100X para as análises, as avaliações serão feitas nesta área e se definirá uma severidade das inclusões dependendo do tipo delas e da quantidade de inclusões. No caso dos dois materiais estudados neste trabalho, DIN 1.4509 e AISI 321, o tipo de inclusão considerado é comparativo ao tipo D, segundo a norma.

O resultado da análise de micropureza deve ser indicada em função da severidade dos precipitados, a tabela abaixo determina o número mínimo de

inclusões, de acordo com os seus respectivos tipos, para definição das severidades se deve utilizar a Tabela 7:

Tabela 7 - Definição da severidade das inclusões, por tipo, segundo diretrizes da norma ASTM E45-13 [90].

mm (polegadas) para um aumento de 100X, ou contagem, para o Tipo - D.				
Severidade	Tipo - A	Tipo - B	Tipo - C	Tipo - D
0,5	3.7(0.15)	1.7(0.07)	1.8(0.07)	1
1	12.7(0.50)	7.7(0.30)	7.6(0.30)	4
1,5	26.1(1.03)	18.4(0.72)	17.6(0.69)	9
2	43.6(1.72)	34.3(1.35)	32.0(1.26)	16
2,5	64.9(2.56)	55.5(2.19)	51.0(2.01)	25
3	89.8(3.54)	82.2(3.24)	74.6(2.94)	36
3,5	118.1(4.65)	114.7(4.52)	102.9(4.05)	49
4	149.8(5.90)	153.0(6.02)	135.9(5.35)	64
4,5	189.8(7.47)	197.3(7.77)	173.7(6.84)	81
5	223.0(8.78)	247.6(9.75)	216.3(8.52)	100

4.2.3.3 Ferrita Delta

Para quantificação da ferrita delta também foi utilizado o Microscópio Ótico, porém com um ataque de NaOH, a ferrita delta aparece na estrutura do material na forma de linhas escurecidas alongadas, coexistindo com a estrutura austenítica e os precipitados.

Para quantificar esta fase foi utilizado um método de análise quantitativa de imagens, onde foram coletadas as medições em 15 campos distintos e o software detecta a fase com estrutura diferente do restante da imagem nestes campos quantificando em percentual em relação ao todo.

4.2.4 Corpos de Prova, Equipamentos e Parâmetros do Ensaio de Tração

Para realização dos ensaios de tração foram obtidos 5 corpos de prova para 0° em relação ao sentido de laminação, 5 corpos de prova para 45° em relação ao sentido de laminação e 5 corpos de prova para 90° em relação ao sentido de laminação, tanto para o aço AISI 321 quanto para o aço DIN 1.4509. Ou seja, foram obtidos 30 corpos de prova para realização dos ensaios de tração.

Após a realização do corte dos materiais na guilhotina da tesoura longitudinal, representado pela Figura 60, duas chapas de cada material, com as dimensões de 2,00 mm x 1200 mm x 300 mm foram levadas ao laboratório de usinagem da Aperam South America para que pudessem ser cortadas e usinadas em máquina fresadora CNC, de acordo com as dimensões e direcionamentos da norma ASTM E8/EM, que estão detalhadas na Figura 34.

Figura 62 - Corpos de Provas obtidos após processo de usinagem CNC, nas três direções em relação ao sentido de laminação, 0°, 45° e 90°.

A máquina utilizada para realização dos ensaios de tração foi uma máquina Instron com capacidade de 15 toneladas, modelo 5583. O software utilizado para aquisição de dados é o Blueville 2, da própria Instron.

Figura 63 - Máquina Instron, modelo 5583, utilizada para realização dos ensaios de tração.

Foi utilizado um sistema de vídeo extensômetro avançado (AVE – Advanced video extensometer) que aumenta consideravelmente a precisão da coleta dos dados, pois evita os efeitos de contato que existem com o extensômetro padrão. A taxa de coleta é de 20 pontos por segundo, o que aumenta também a precisão da curva de engenharia e tem a vantagem de conseguir medir até o final do ensaio, ou seja até a ruptura do corpo de prova. Para tal é necessário realizar uma marcação superficial com tinta nos corpos de prova, considerando as instruções da ASTM E8/EM [52], e assim o sistema reconhecerá a origem e iniciará a coleta de dados.

Figura 64 - Sistema AVE e deformação transversal do corpo de prova com as devidas marcações.

A taxa de avanço do ensaio é de 1 mm/min até que a máquina alcance 2 mm, após alcançar 2 mm a velocidade muda para 7 mm/min, com transição de 1 mm/min para 7 mm/min de 60 segundos, para o aço DIN 1.4509 e para 11 mm/min, com a mesma transição, para o aço AISI 321. A norma ASTM E8/E8M [52] determina uma faixa de velocidade para realização do teste entre 3 e 30 mm/min.

O ensaio inicia com uma pré-carga de 30 kgf devido à fixação da garra cônica e segue com os parâmetros descritos no parágrafo anterior até que o teste termina com 5N na queda da curva.

4.2.5 Corpos de Prova para Medição da Textura Cristalográfica

Neste trabalho foram utilizadas duas metodologias distintas para medição e apresentação da textura cristalográfica, sendo que as ODFs foram obtidas a partir de difração de raios-X e as figuras de pólo inversa foram obtidas a partir de Microscopia Eletrônica, utilizando a técnica de difração de elétrons (EBSD).

4.2.5.1 Textura via Difração de Raios-X

Para realização dos ensaios foi utilizado um Difratorômetro de Raio-X, modelo Phillips XPert e as amostras utilizadas tinham aproximadamente 2 mm x 50 mm x 50 mm.

Após coleta e corte das amostras, o material é posicionado no batente e é realizado um processo de lixamento/polimento com incremento de lixas, variando de grana 120 até 600, até que se atinja a região necessária para análise, por exemplo, para se avaliar a performance no centro da espessura lixa-se até o centro da amostra.

Após lixamento as amostras são lavadas e é realizado um ataque com solução de 12% HNO₃, 3% HF a temperatura aproximada de 55°C, com o objetivo de remover o efeito da deformação pelo lixamento.

Os resultados de textura via difração de raios-x foram obtidos considerando a superfície da amostra e o centro da espessura, com o objetivo de avaliar se houve uma influência do efeito de laminação nos resultados da textura, além disso, as ODFs foram obtidas para diversos ângulos de ϕ_2 , variando o mesmo com um incremento de 5°, até 90°.

Três figuras de pólo foram utilizadas para obtenção das ODFs, sendo que para o aço DIN 1.4509 foram as figuras (110), (200) e (211) e para o aço austenítico, AISI 321, foram as figuras (111), (200) e (220). A radiação utilizada foi a CuK α com comprimento de onda $\lambda = 0,15418$ nm.

Figura 65 - Equipamento DRX Modelo XPert

4.2.5.2 Textura via Microscopia Eletrônica de Varredura (EBSD)

Para realização dos ensaios foi utilizado um Microscópio Eletrônico de Varredura, modelo Philips XL30, com a técnica de EBSD (em inglês “Electron BackScatter Diffraction” ou difração de elétrons retroespalhados).

O processo de preparação de amostras para utilização do MEV é delicado e requer bastante atenção, já que a amostra não pode ter deformações residuais, então para tal é utilizada uma solução especial com: 30 ml de sílica coloidal e 10 ml de DP Azul, onde o tempo, velocidade e força de polimento são ajustados conforme o tipo de material a ser polido. Ao final do polimento a amostra é lavada com água, sabão neutro e seca com lenço de papel.

Tanto neste processo quanto no DRX a preparação de amostras é um processo importantíssimo, principalmente para o aço austenítico, visto que durante este processo pode ocorrer a transformação martensítica por deformação a frio e isso pode afetar os resultados de textura.

Para cada uma das duas ligas foram indexados mais de 50.000 pontos e mais de 2500 grãos foram avaliados, gerando um índice de confiança da aquisição superior a 80%.

Figura 66 - Microscópio Eletrônico de Varredura, modelo Philips XL30

4.2.6 Corpos de Prova, Equipamentos e Parâmetros para o Ensaio Erichsen

Para obtenção dos corpos de prova para realização do ensaio Erichsen foi levada uma amostra de 2,00 mm x 1200 mm x 300 mm, de cada aço, para o laboratório de usinagem e realizado o corte de 16 corpos de prova quadrados com 2,00 mm x 100 mm x 100 mm, sendo 8 corpos de prova para cada aço. A norma ASTM E643-15 determina que para que o ensaio seja representativo a largura mínima do corpo de prova de ser no mínimo 90 mm.

Para realização do teste foi utilizada uma prensa Erichsen, modelo 142-40, com capacidade de 40 toneladas no punção e 22 toneladas no prensa chapas. Este modelo de prensa tem capacidade de finalizar os testes quando é identificada uma queda de carga, o que é muito positivo, pois é possível coletar os dados no momento da estricção e não somente na ruptura.

Figura 67 - Prensa Erichsen, modelo 142-40, utilizada para realização dos ensaios Erichsen, Swift e levantamento das CLC's.

Para realização deste ensaio foi utilizado o conjunto de ferramental já descrito no item 3.2.3.3 e também foi necessário tomar alguns cuidados operacionais para evitar variação nos resultados do teste. Primeiramente foi utilizada uma força bastante elevada no prensa-chapas para evitar que ocorra o escoamento do corpo de prova para dentro da matriz durante o ensaio, o valor utilizado para este ensaio foi de 100 kN.

A norma ASTM E643 [55] também recomenda que se utilize algum lubrificante no conjunto de ferramental, justamente para evitar a influência do atrito do mesmo com a superfície do corpo de prova, também se recomenda a utilização de filmes de PVC. Para realização deste ensaio, foram utilizadas duas condições, sendo a primeira condição somente com o lubrificante Molykote® no punção e a segunda condição com a utilização do lubrificante Molykote® no punção, além da utilização de um filme de PVC.

Figura 68 - Ferramental do Ensaio Erichsen, na condição de lubrificação com Molykote® e filme de PVC.

A velocidade de realização deste ensaio foi de 20 mm/min, o fim do ensaio acontece quando a máquina desarma devido à queda de carga, o que indica que a estrição começou.

4.2.7 Corpos de Prova, Equipamentos e Parâmetros para o Ensaio Swift

Para obtenção dos corpos de prova para realização do ensaio Swift foram levadas duas amostras de 2,00 mm x 1200 mm x 300 mm, uma de cada aço, para o laboratório de usinagem e realizado o corte de 10 corpos de prova, por material, retangulares com 2,00 mm x 300 mm x 100 mm.

A prensa utilizada para realização do ensaio Swift é a mesma utilizada para o ensaio Erichsen, apenas com a mudança do ferramental e dos parâmetros utilizados durante o processo. O ferramental do ensaio é composto por um conjunto de corte, com punção e matriz que realiza um corte circular dos blankes variando o diâmetro dos mesmos e por um conjunto de punção e matriz com dimensão fixa de 33 mm para realização do embutimento do copo, de acordo com as diretrizes do item 3.2.3.2.

A variação do diâmetro do blanque é desejável, justamente para realização do cálculo do LDR de acordo com a equação 3.17, o conjunto de punções utilizados para o corte teve variação 1 mm em 1 mm, sendo que para o aço AISI 321 o menor punção utilizado foi de 63 mm e para o aço DIN 1.4509 foi de 64 mm.

Figura 69 - Conjunto de ferramental utilizado para realização do ensaio Swift.

A alimentação do corpo de prova neste ensaio é feita pela fenda lateral da máquina, indicada no canto inferior esquerdo da **Erro! Fonte de referência não encontrada..** Antes de se iniciar o processo deve ser realizada uma lubrificação dos corpos de prova nas duas faces, com o objetivo de reduzir os efeitos de atrito com o ferramental, para este ensaio também foi utilizado o lubrificante Molykote®.

Figura 70 - Corpo de prova utilizado no ensaio Swift, após lubrificação com Molykote®.

No início do processo, onde ocorrerá o corte do blanche, a pressão de prensa chapas deve ser elevada, foi utilizada uma força de aproximadamente 100 kN para realização do corte dos blanques. Logo após esse processo o blanche já é posicionado na matriz de conformação para início do processo de embutimento.

Em seguida, a pressão de prensa chapas deve ser reduzida, apenas para eliminar os efeitos de enrugamento, efeitos estes que podem afetar diretamente os resultados do teste, neste ensaio foi utilizada uma força entre 7 e 10 kN. A velocidade de processo utilizada para embutimento do copo pode ser mais elevada do que para o ensaio Erichsen, o teste foi realizado com uma velocidade de 600 mm/min.

Para determinação do grau de orelhamento, primeiramente considerou-se uma linha neutra no corpo de prova ensaiado, visando realizar a medição dos picos e vales em relação a esta linha e posteriormente se pode aplicar uma equação para correlacionar estes valores [91].

Figura 71 - Corpo de prova com indicação da linha neutra para cálculo dos picos e vales, na relação de grau de orelhamento [91].

A Equação 4.1 representa a metodologia para medição do grau de orelhamento e a Figura 71 a indicação da linha neutra.

$$\text{Grau de orelhamento} = (((\text{alt. do pico} - \text{alt. do vale}) / (\text{alt. do pico} + \text{alt. do vale})) / 2) \times 100 \quad (4.1)$$

4.2.8 Corpos de Prova, Equipamentos e Parâmetros para levantamento das Curvas Limites de Conformação (CLC)

Para realização do ensaio de levantamento das curvas limites de conformação destes materiais, também foi utilizada a mesma máquina utilizada para os ensaios Erichsen e Swift, diferenciando apenas o conjunto punção e matriz. A grande maioria dos parâmetros utilizados seguiu as diretrizes da norma ASTM E2218-15 [63], com a adição de algumas práticas padrões do procedimento utilizado pela Aperam South America.

O Item 9 da ASTM E2218-15 [63] determina que para um punção hemisférico com diâmetro de 100 mm a dimensão dos corpos de prova tenha a largura variando de 12 mm até 200 mm, com incrementos entre 12 e 25 mm e o comprimento variando entre 180 e 225 mm. Além disso, é necessário ter um ótimo controle da condição de corte dos materiais, pois uma rebarba bastante elevada pode afetar os

resultados do ensaio, por proporcionar uma restrição durante o processo de conformação, a orientação é que a rebarba máxima dos corpos de prova seja de 10%.

Para a realização deste teste, foram coletados corpos de prova, para os dois materiais, com o comprimento fixo de 200 mm e a largura variando a partir de 40 mm até 200 mm, com um incremento fixo de 20 mm, além disso, foi adicionado um corpo de prova extra de 200 mm x 200 mm, com aplicação de PVC.

Figura 72 - Conjunto dos corpos de prova utilizados para o ensaio de levantamento da Curva Limite de Conformação.

Após o corte dos corpos de prova, os mesmos foram submetidos ao processo de marcação da malha. A norma ASTM E2218-15 [63] determina algumas geometrias padrão para a realização da marcação, para este trabalho foi selecionada a malha de quadrados com lado de 2,00 mm, a mesma norma prevê que se a marcação for feita com a malha de quadrados, o lado dos mesmos deve ter uma dimensão de 2,50 mm ou menor.

O processo de marcação utilizado para este trabalho foi o de marcação eletrolítica, com o eletrólito LNC-8 da Empresa LECTROETCH e uma máquina de marcação portátil modelo RB-200 da empresa Tecnigrav. A marcação foi realizada dos dois lados das amostras, como orienta a norma, e após o processo também foi realizada uma lavagem dos corpos de prova para que não acontecesse nenhum processo corrosivo no material que pudesse comprometer o desempenho do mesmo durante o processo de estampagem.

Figura 73 - Aparatos para a realização da marcação eletrolítica.

Após a marcação os corpos de prova foram submetidos aos testes de conformação, com a utilização de um punção hemisférico com 100 mm de diâmetro. Como a norma prevê, a velocidade de avanço do punção deve ser o suficiente para que seja possível parar o ensaio quando a estricção começar, então para este ensaio foi selecionada uma velocidade de 20 mm/min.

Além disso, todo o diâmetro do punção foi lubrificado antes da estampagem de cada amostra para reduzir os efeitos do atrito entre ele e o material, o lubrificante utilizado também foi o Molykote®.

Figura 74 - Conjunto de ferramental pra realização do ensaio de levantamento da Curva Limite de Conformação.

A norma também prevê que a pressão de prensa-chapas deve ser o suficiente para evitar que ocorra o escorregamento da amostra durante o ensaio, então para este teste foi determinada uma força de 100 kN. Para o corpo de prova de 200 mm x 200 mm, foi realizado o ensaio em duas condições, uma somente com a lubrificação no punção e outra com a aplicação de filme PVC na superfície do corpo de prova, pois assim foi possível priorizar o estiramento e obter um novo ponto com uma condição de ϵ_2 maior.

O ensaio termina quando o material começa apresentar estricção e a carga da máquina começa a cair, é o mesmo conceito utilizado no ensaio Erichsen. Com o desarmamento da máquina o corpo de prova é retirado e a variação nas dimensões da malha poderá ser analisada. É fundamental analisar a região próxima à estricção, pois é nesta região que ocorreria a fratura, então é a região mais crítica do corpo de prova.

Para este trabalho foi utilizado o software ASAME para realização da medição das deformações na malha, o software realiza as medições reais e utiliza os mesmos conceitos da equação 3.5 na direção de maior deformação e de deformação equivalente do quadrado, para obtenção de ϵ_1 e ϵ_2 equivalente.

Figura 75 – Corpo de prova, pós-processo de estampagem, com a marcação eletrolítica e marcação de pontos próximos à estricção para reconhecimento do software ASAME.

Após a marcação dos pontos deve-se posicionar o cubo de referencia fornecido pelo software próximo à região selecionada e tirar uma foto de alta resolução, é fundamental que este cubo de referência seja posicionado em um local adequado para evitar variações na conversão da imagem para o software, este local adequado deve ser escolhido pegando toda a malha selecionada e também a face inteira do cubo.

Após tirar a primeira foto, deve existir uma movimentação angular desta referência para uma segunda imagem para completar a referência e ser possível transferir as imagens para o software, porém nem o cubo e nem a amostra podem se deslocar durante esta movimentação.

Figura 76 - Posicionamento do cubo de referência do software ASAME na superfície da amostra ensaiada.

Um cuidado adicional que deve ser tomado para evitar discrepâncias nos resultados do software é com o reflexo superficial do material inoxidável, devido ao seu acabamento 2D. Para isso, antes de tirar a foto foi montado um aparato para reduzir o reflexo luminoso. Este reflexo pode ser visualizado na Figura 76.

Dentro do software ASAME deve-se fornecer a dimensão da malha e também a espessura real do material, pois a partir do conceito da equação 3.18 o software tem a capacidade de calcular a perda de espessura nas regiões analisadas.

Após a conversão das imagens, o software identifica a referência e também identifica a malha, transformando-a em um parâmetro digital para que sejam obtidos ϵ_1 e ϵ_2 a partir da distância entre pontos, com estes parâmetros é possível exportar os dados e montar a curva.

Figura 77 - Tela de trabalho do Software ASAME, no momento de conversão das imagens e da malha do corpo de prova.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo serão apresentados os resultados dos testes que foram realizados, assim como as discussões pertinentes para entendimento e correlação dos mesmos.

5.1 Composição Química

Os resultados de composição química das amostras utilizadas estão apresentados nas Tabelas **Erro! Fonte de referência não encontrada.** e **Erro! Fonte de referência não encontrada.**.

Tabela 8 - Composição química das amostras do aço 441 (K41 Aperam) em estudo, laminado a frio, recozido e decapado na espessura de 2,00 mm, em comparação com a especificação da norma DIN EN 10088-2 (2014).

Elementos Químicos	Composição Química % (Aço DIN 1.4509 - K41 Aperam)	Especificação DIN 1.4509	Status
C	0,01	0,03 máx.	OK
N	0,0123	-	OK
Si	0,4489	1,00 máx.	OK
Mn	0,2152	1,00 máx.	OK
P	0,0326	0,04 máx.	OK
S	0,0004	0,015 máx.	OK
Cr	17,5766	17,50 a 18,50	OK
Ni	0,2879	-	OK
Nb	0,3921	$[3 \times C + 0,30]$ a 1,00	OK
Ti	0,1353	0,10 a 0,60	OK

A norma DIN 10088-2 (2014) prevê que os valores de Nb para compor a estabilização deste material devem ser superiores a três vezes os teores de carbono, mais 0,30 e menores que 1,00%. Ao realizar o cálculo deste elemento para o material em questão foi possível verificar que o mesmo está apresentando 0,33%, atendendo à especificação e somado ao valor de Ti, conclui-se que o mesmo está devidamente estabilizado e com toda composição química dentro dos padrões estabelecidos pela norma.

A presença de elementos de liga como Ti e Nb favorece a formação da textura preferencial para estampagem dos aços ferríticos que é a fibra gama. Já a presença de C e N, em solução sólida e na forma de alguns precipitados, é prejudicial a formação desta textura, o que pode afetar negativamente a performance do material [78]. Pelos dados mostrados na **Erro! Fonte de referência não encontrada.** é possível verificar que o material tem baixos níveis de carbono e nitrogênio, além de uma quantidade otimizada de Nb, o que favorecerá na formação de uma textura preferencial para estampagem neste material.

Tabela 9 - Composição química das amostras do aço AISI 321 em estudo, laminado a frio, recozido e decapado na espessura de 2,00 mm, em comparação com a especificação da norma ASTM A240/A240M - 16.

Elementos Químicos	Composição Química % (Aço AISI 321)	Especificação AISI 321	Status
C	0,01	0,08 máx.	OK
N	0,0118	0,10 máx.	OK
Si	0,5039	0,75 máx.	OK
Mn	0,8243	2,00 máx.	OK
P	0,0293	0,045 máx.	OK
S	0,0009	0,030 máx.	OK
Cr	17,0093	17,00 a 19,00	OK
Ni	9,012	9,00 a 12,00	OK
Nb	0,0121	-	OK
Ti	0,1492	5x(C+N) a 0,70	OK

A norma ASTM A240/A240M - 16 prevê que os valores de Ti para compor a estabilização deste material devem ser superiores a cinco vezes os teores de carbono somados aos teores de nitrogênio. Ao realizar a medição deste elemento para o material em questão foi possível verificar que o mesmo está apresentando 0,1492%, conclui-se então que o mesmo está devidamente estabilizado e com toda composição química dentro dos padrões estabelecidos pela norma.

Considerando a equação de Nohara [20] a temperatura Md 50/30 deste material ficou em torno de 29,6°C, indicando que o material avaliado neste trabalho é instável, já que na temperatura ambiente terá elevada formação martensítica em sua microestrutura.

5.2 Ensaio de Dureza

Como já comentado previamente os resultados dos ensaios de dureza foram apresentados na forma gráfica e estão representados na Figura 78. A análise foi feita em função do tipo de material e do sentido de laminação da amostra. A unidade de medida utilizada para este trabalho foi a de Rockwell B.

Figura 78 - Comparação dos resultados de Dureza (HRb) entre os materiais DIN 1.4509 e AISI 321, em relação ao sentido de laminação.

O teste de dureza Rockwell, introduzido desde 1922, é um ensaio da resistência à penetração onde o resultado é lido diretamente na escala do equipamento, livre de erros pessoais e de rápida execução [92]. É um dos mais utilizados no setor industrial pela rapidez e simplicidade de execução. No presente trabalho, constatou-se que o material ferrítico DIN 1.4509 possui uma dureza mais elevada quando comparado com o austenítico AISI 321.

Levando-se em consideração somente elementos de endurecimento por solução sólida, representados na Figura 79, esta diferença não pode ser explicada, uma vez que o aço AISI 321 com maior teor de elementos de liga está apresentando uma dureza menor do que o aço DIN 1.4509.

Porém, há de se considerar que estão sendo analisados materiais com diferentes estruturas cristalinas, sendo um austenítico (AISI 321) e outro ferrítico

(DIN 1.4509), portanto, com diferentes mecanismos de endurecimento e encruamento. Além de serem processados com parâmetros de processos distintos.

Isto justifica o fato de que ambos estão de acordo com as especificações internacionais das normas DIN 10088-2 para o DIN 1.4509 e ASTM A240/A240M para o AISI 321.

Figura 79 - Efeito do endurecimento por solução sólida causado pela adição de elementos de liga no ferro puro [92].

5.3 Microestrutura

Como já comentado, foram realizados três avaliações distintas para a microestrutura do material: Medição do tamanho de grão, micropureza e medição da ferrita delta na estrutura do aço AISI 321. Todos estes resultados são importantes para complementar as análises das propriedades mecânicas do material e também da capacidade de conformação e aplicação do aço.

5.3.1 Tamanho de Grão e Microestrutura

O tamanho de grão foi medido a partir do método do intercepto circular simples, descrito na norma ASTM E112-13 [89] e os resultados estão apresentados na Tabela 10:

Tabela 10 - Resultados da medição do tamanho de grão, segundo ASTM E112-13 [89].

ID	Análises (TG)	TG - ASTM E112-13								
		med.1	med.2	med.3	med.4	med.5	Média	Desvio Padrão	Mínimo	Máximo
AISI 321 - 2,0 mm (UM: 505274A2000B)	TG (ASTM)	8,2	8,6	8,6	8,8	8,5	8,5	0,2	8,2	8,8
	TG (μm)	19	16	16	15	17	17	1	15	19
	Número de interceptos	30	35	35	38	34	34	3	30	38
DIN 1.4509 - 2,0 mm (UM: 505735A2000B)	TG (ASTM)	6,6	6,9	6,6	6,5	6,5	6,6	0,2	6,5	6,9
	TG (μm)	32	29	32	34	34	32	2	29	34
	Número de interceptos	37	41	37	35	35	37	2	35	41

É possível verificar que os resultados são consistentes em todas as medições com desvios consideravelmente baixos, como os procedimentos seguiram a orientação da norma se conclui que os resultados são aceitáveis. Além disso, como as medições foram tomadas na superfície superior, no centro da espessura e na superfície inferior, também se espera que a microestrutura esteja homogênea ao longo da espessura do material.

Uma estrutura homogênea ao longo de toda espessura e de toda extensão do material é fundamental para que o mesmo tenha propriedades mecânicas e metalúrgicas consistentes e homogêneas, isso se replicará na aplicação do mesmo, já que em um processo de estampagem, por exemplo, a bobina não pode ter um comportamento no começo do processo e outro comportamento completamente distinto no final do processo.

Além disso, a heterogeneidade da microestrutura, assim como a heterogeneidade da textura da chapa podem acarretar em outros defeitos, como é o caso do roping, também conhecido como estriamento [93].

A microestrutura da superfície do aço DIN 1.4509 pode ser avaliada na Figura 80 e a microestrutura do centro da espessura pode ser avaliada na Figura 81, confirmando os resultados indicados na Tabela 10 de uma microestrutura

consideravelmente homogênea. Os pontos escurecidos na microestrutura indicam os sítios que os precipitados estavam alocados antes da preparação da amostra.

Figura 80 - Microestrutura da superfície do aço DIN 1.4509 com aumento de 100X e referência de 100µm

Figura 81 - Microestrutura do centro da espessura do aço DIN 1.4509 com aumento de 100X e referência de 100µm

A microestrutura da superfície do aço AISI 321 pode ser avaliada na Figura 82 e a microestrutura do centro da espessura pode ser avaliada na Figura 83, confirmando os resultados indicados na Tabela 10 de uma microestrutura consideravelmente homogênea.

Figura 82 - Microestrutura da superfície do aço AISI 321 com aumento de 200X e referência de 50μm

Figura 83 - Microestrutura do centro da espessura do aço AISI 321 com aumento de 200X e referência de 50μm

O aspecto escurecido das imagens se dá devido à transformação matensítica durante o lixamento das amostras, apesar de todo cuidado que foi tomado para este processo, houve uma pequena transformação devido à instabilidade da liga, além disso, já é possível avaliar alguns pontos com a presença da ferrita delta, que são as linhas alongadas e escuras, além dos pontos escurecidos que representam os sítios nos quais os precipitados estavam alocados antes da preparação da amostra.

5.3.2 Micropureza

Como já apresentado na Figura 20, se pode observar que o principal precipitado encontrado nas microestruturas dos aços estabilizados ao Ti, que é o caso dos materiais avaliados neste trabalho, é o TiN, já que sua solubilização acontece acima da temperatura liquidus. Convertendo a forma deste precipitado para as diretrizes da norma ASTM E45-13 [90], foi determinado que o mesmo poderia ser classificado como do Tipo – D.

Os níveis de severidade estão apresentados na Tabela 11:

Tabela 11 - Resultados de Severidade das inclusões dos materiais ensaiados, segundo ASTM E45-13 [90].

ID	Contagem da quantidade de partículas com 100X (Ocular) (nitretos de titânio - TiN)	
	Número de Precipitados Médio em todos os campos	Severidade segundo ASTM E45-13
AISI 321 - 2mm (UM: 505274A2000)	24	2
DIN 1.4509 - 2mm (UM :505735A2000)	37	3

A baixa intensidade dos Nitretos de Titânios (TiN) se dá justamente pela composição química do material, que apesar de ter níveis otimizados de Ti para estabilização do material, tem níveis consideravelmente baixos de Carbono e Nitrogênio, conforme indicado pela **Erro! Fonte de referência não encontrada.** e **Erro! Fonte de referência não encontrada.** Isso é positivo para a performance dos materiais, principalmente do aço ferrítico, pois apesar destes precipitados auxiliarem na recristalização da estrutura, caso estejam presentes com uma severidade elevada podem afetar a textura do material [78].

Na Figura 84 os precipitados do aço DIN 1.4509 podem ser avaliados com um aumento de 100X e com suas respectivas referências, já na Figura 85 os precipitados do aço AISI 321 podem ser avaliados com aumento de 100X e também com suas respectivas referências. As imagens confirmam os dados da Tabela 11,

onde o aço DIN 1.4509 apresentou uma maior severidade em relação ao aço AISI 321.

Figura 84 - Nitretos de Titânio na estrutura do aço DIN 1.4509, com aumento de 100X e com sua respectiva referência.

Figura 85 - Nitretos de Titânio na estrutura do aço AISI 321, com aumento de 100X e com sua respectiva referência.

É possível verificar que existem pequenos óxidos, que são os pontos escurecidos atrelados aos precipitados. Isso ocorre devido à reatividade do Titânio com o oxigênio do meio ambiente para a aplicação isso não é problema, mas se deve ter um controle excessivo durante o processo produtivo para evitar a reação

destes elementos, principalmente durante o lingotamento contínuo, pois isso pode acarretar defeitos superficiais no aço, como a esfoliação.

5.3.3 Ferrita Delta

Como já comentado, a presença em níveis elevados de ferrita delta na estrutura do aço austenítico em alguns casos é desejável, como por exemplo, quando se tem uma junta soldada e deseja-se atingir determinadas propriedades mecânicas nesta junta [23], porém neste trabalho está sendo avaliado o desempenho dos materiais no processo de conformação e a presença em níveis elevados de ferrita delta pode acarretar em variações durante este processo.

Como já comentado, a ferrita delta aparece na forma de linhas escurecidas alongadas, coexistindo com a estrutura austenítica e os Nitretos de Titânio e as imagens de quantificação desta fase, assim como a imagem da microscopia ótica, com aumento de 200x, mostrando o aspecto da ferrita delta, podem ser avaliadas na Figura 86 e na Figura 87, respectivamente.

Result Report – relative area measure

321 – CENTRO ESP

Date: 2017-03-23

Calibration factor: 0,2566 $\mu\text{m}/\text{pixel}$

Magnification: 200x

Captured image

Detected image

Measurement name: Relative bitplane area

Statistics

METAL: 99,24% FERRITA DELTA 0,76%

Figura 86 - Quantificação da ferrita delta, através de análise quantitativa de imagem com microscopia ótica.

Figura 87 - Avaliação do aspecto da ferrita delta na microestrutura do aço AISI 321, com ataque NaOH e aumento de 200X.

A partir dos resultados indicados se pode perceber que a presença de ferrita delta é consideravelmente baixa, em torno de 0,76%, o que não afetará o

desempenho do material durante as análises de textura, propriedades mecânicas e conformação.

A baixa presença de ferrita delta também indica que o processo produtivo do aço foi adequado, com temperatura de recozimento e resfriamentos bastante controlados, e o balanço de composição química também, visto que a formação desta fase tem íntima relação com os parâmetros de processo e de composição química [22].

5.4 Ensaio de Tração

Os resultados do ensaio de tração serão apresentados na forma gráfica, primeiramente indicando as curvas tensão versus deformação obtidas a partir do ensaio e posteriormente com gráficos comparativos que irão correlacionar os resultados de limite de escoamento, limite de resistência, alongamento total e uniforme, coeficiente de encruamento e coeficientes de anisotropia normal e planar para os dois materiais em relação à direção de laminação.

Para obtenção dos resultados, foram ensaiados cinco corpos de prova em cada direção e para a obtenção da curva tensão versus deformação foram coletados aproximadamente 6500 pontos a partir do sistema de software e vídeo extensômetro avançado.

Figura 88 - Curva tensão x deformação para as três direções, longitudinal, diagonal e transversal em relação ao sentido de laminação, do aço DIN 1.4509 ensaiado.

Figura 89 - Curva tensão x deformação para as três direções, longitudinal, diagonal e transversal em relação ao sentido de laminação, do aço AISI 321 ensaiado

Ao avaliar as curvas, indicadas na Figura 88 e na Figura 89, é possível verificar uma diferença na forma das mesmas, onde o material inoxidável austenítico (AISI 321) apresenta uma área maior abaixo da curva quando comparado com o aço

inoxidável ferrítico (DIN 1.4509), um modo de avaliar este resultado é pensar no conceito de tenacidade indicando que este material tem a capacidade de absorver mais energia por unidade de volume até chegar à ruptura.

O principal motivo deste efeito é a diferença das estruturas metalúrgicas e do modo de deformação destes materiais, já que o aço inoxidável austenítico possui baixa energia de falha de empilhamento e os sistemas de deslizamento são mais compactos e de maior eficiência [27] quando comparados com os aços inoxidáveis ferríticos, de estrutura CCC.

Quando submetido a um estado plano de deformação, o aço inoxidável austenítico AISI 321 priorizará o estiramento e consequentemente a espessura do corpo de prova analisado reduzirá, durante a deformação ocorrerá o efeito TRIP o que também auxiliará a distribuição das deformações e aumento do alongamento e limite de resistência [29].

Já o aço inoxidável ferrítico DIN 1.4509, apesar de apresentar um limite de escoamento mais alto, não apresenta uma resistência alta ao afinamento, pois seu modo de deformação é diferente dos aços inoxidáveis austeníticos, então preferencialmente é preciso manter sua espessura constante, trabalhando no processo de embutimento, ou seja, com as deformações maiores ocorrendo no plano da amostra. Portanto, seus valores de alongamento uniforme e alongamento total acabam sendo menores do que os do aço AISI 321.

Outro efeito importante nas curvas, é que o aço inoxidável ferrítico DIN 1.4509 tem uma maior influência dos resultados em relação à direção de laminação, isso pode ser visualizado a partir da dispersão entre as curvas em relação ao sentido de laminação, enquanto para o aço inoxidável austenítico AISI 321 as curvas estão mais próximas. Isso ocorre pela forte influência que os aços inoxidáveis ferríticos têm da textura cristalográfica no processo de conformação, para o caso destes materiais é a relação de fibra gama versus fibra teta e será apresentada nos resultados de textura posteriormente [78].

Na Figura 90 é possível verificar a sobreposição da curva média dos dois materiais ensaiados, para obtenção destas curvas foi feita a média dos pontos nas

três direções. Esta figura é um ótimo indicativo para comprovar que o aço inoxidável austenítico AISI 321 tem uma capacidade de absorção de energia e de redução de espessura maior do que o aço DIN 1.4509.

Portanto em um processo de estampagem, no qual o material estará sujeito a tensões multidirecionais, este material tende a apresentar um melhor desempenho, esta informação poderá ser melhor avaliada com a análise das curvas limites de conformação. Por outro lado há uma restrição de custo, pois o AISI 321 tem em sua composição química aproximadamente 9% de Níquel, o que acaba aumentando consideravelmente o preço desta liga quando comparado com o DIN 1.4509.

Figura 90 - Curva tensão x deformação comparativa para os aços AISI 321 e DIN 1.4509.

Outro aspecto importante que pode ser avaliado na Figura 90 **Erro! Fonte de referência não encontrada.** é a influência do encruamento na forma das curvas, para o aço inoxidável ferrítico, a partir do momento que o material vence a zona elástica e entra na zona plástica, a curva permanece praticamente reta indicando que a tensão não está subindo, apenas a deformação.

Já para o material inoxidável austenítico AISI 321 a influência é visível, pois após vencer a zona elástica o material apresenta um aumento praticamente linear da tensão até que a estricção começa a acontecer, portanto o coeficiente de encruamento para este caso é mais elevado, quando comparado com os aços inoxidáveis ferríticos.

A Figura 91 representa os resultados do coeficiente de encruamento para os dois materiais ensaiados, em relação à direção de laminação. Para obtenção destes dados foram considerados os mesmos cinco corpos de prova em cada direção de laminação, porém o intervalo de análise foi diferente para cada aço, justamente pelo efeito comentado no parágrafo anterior.

Para o aço DIN 1.4509, o intervalo de análise foi para deformações entre 5% e 13%, pois é um intervalo onde a curva ainda está crescendo, após 13% a mesma fica praticamente plana. Para o aço AISI 321 o intervalo considerado foi de 18% a 43%, que é a região da curva onde o encruamento é mais linear.

Figura 91 - Comparação do coeficiente de encruamento, em relação à direção de laminação, para os aços ensaiados.

Os valores mais elevados para o coeficiente de encruamento do aço AISI 321 se justificam pelo efeito TRIP sofrido pelo material durante a deformação e também embasam a diferente forma da curva tensão versus deformação apresentada na Figura 90 [94].

Como já comentado, o comportamento do material inoxidável austenítico não é constante ao longo da deformação, a análise da curva derivada a partir dos pontos da curva tensão real vs deformação real ajuda a entender o início da mudança de comportamento do material, que é justamente na área que ocorre um incremento e posterior queda da derivada de tensão real.

Como o ensaio de tração promove algumas variações dos pontos, para a melhor apresentação da curva derivada foi aplicado um filtro, a partir da metodologia descrita por Savitzky-Golay [95].

Figura 92 - Curva derivada da tensão real vs deformação real com filtro de Savitzky-Golay.

Outra grandeza mecânica que é consideravelmente distinta entre os dois materiais é o alongamento, tanto o total, quanto o uniforme. Este fenômeno ocorre justamente pelos aspectos já discutidos anteriormente, onde os dois materiais possuem modos de deformação distintos, neste caso o aço ferrítico tem sistemas de deformação menos eficazes quando comparados com os do aço austenítico [24], portanto a interação das discordâncias com a estrutura ferrítica é mais complexa e acaba dificultando a deformação do material [25]. Os valores de alongamento total e

uniforme estão apresentados na Figura 93, em relação à direção de laminação e do material.

Figura 93 - Resultados de Alongamento Total e Uniforme para os aços ensaiados, em relação à direção de laminação.

Um aspecto importante a se considerar nesta análise é que o aço ferrítico apresenta uma influência mais forte do sentido de laminação na dispersão dos resultados, já é possível verificar que a pior direção de alongamento do aço DIN 1.4509 é a 45° do sentido de laminação. Outro ponto importante é que o aço austenítico AISI 321 tem maior proximidade entre os valores de alongamento uniforme do que o aço DIN 1.4509, isso indica que ele começa a sofrer o processo de estricção próximo à fratura, enquanto o aço DIN 1.4509 começa a sofrer o processo de estricção praticamente na metade de sua deformação.

O alongamento uniforme é uma grandeza muito interessante para se analisar em um processo de estampagem, já que em muitos projetos solicita-se a espessura mínima para que a peça seja aprovada, caso o alongamento uniforme do material seja muito baixo, isso significa que ele começará a sofrer o processo de estricção, ou seja, de perda de espessura mais rapidamente.

Outra grandeza importante a se avaliar em projeto mecânico é o limite de escoamento, grandeza esta que representa a região na qual a deformação do

material ainda está acontecendo na zona elástica, ou seja, qualquer deformação que o mesmo sofra, ele retornará ao seu estado inicial. Os valores apresentados na Figura 94 foram calculados a partir da média entre os valores de limite de escoamento a 0,2% para cada direção ensaiada, ou seja, 0°, 45° e 90°.

Figura 94 - Resultados do Limite de Escoamento 0,2% obtidos a partir do ensaio de tração, para os dois materiais nos três sentidos (0°, 45° e 90°).

A partir dos resultados apresentados na Figura 94 se pode verificar que não há uma grande dispersão entre os valores de limite de escoamento na direção de laminação (0°) e na direção transversal a laminação (90°), este efeito foi estudado por J.J Jonas. et al [76] e em seu trabalho foi constatado que a presença de algumas orientações preferenciais facilita ou dificulta este efeito, para tal estudo considerou-se que cada componente da textura indicada nos gráficos era a única na estrutura, e os gráficos indicados na Figura 95 representam este efeito:

Figura 95 - Influência de algumas texturas na variação do Limite de Escoamento, em relação à direção de laminação [76].

Calculando a dispersão dos resultados para o aço DIN 1.4509 que tem forte intensidade de fibra gama, por exemplo, pode-se verificar que o valor encontrado da diferença de 90° para 0° foi de 0,97 (97%), ou seja, bastante próximo aos valores indicados na Figura 95. Por outro lado, caso um material tenha forte intensidade da textura {113}<110>, por exemplo, existirá uma dispersão grande dos valores de Limites de Escoamento entre 0° e 90° [76].

Outra informação importante que pode ser avaliada é que os valores de limite de escoamento a 0,2% para o material austenítico são mais baixos do que para o material ferrítico, isso se justifica primeiramente pelos resultados de dureza apresentados na Figura 78, mas também pelas características metalúrgicas do material, que proporcionam uma facilidade de encruamento, com coeficientes de Holloman mais altos, e ocorrência do fenômeno TRIP. Em um primeiro momento, estes efeitos reduzem o limite de escoamento a 0,2% devido à rápida transição para a zona plástica da curva, porém com a evolução da deformação do corpo de prova é possível avaliar um aumento considerável da área da curva, dos valores de alongamento e do limite de resistência do material.

O limite de resistência segue a mesma linha de raciocínio exposta acima, como existe um aumento da angulação da curva tensão vs deformação, na zona plástica, sendo que o aço AISI 321 tem uma curva bem mais acentuada do que a curva do o aço DIN 1.4509, os valores de limite de resistência para o material austenítico são consideravelmente maiores. Para obtenção do gráfico comparativo, ilustrado na Figura 96, foram novamente calculadas as médias dos valores obtidos nos cinco corpos de prova ensaiados, em cada direção.

Figura 96 - Resultados do Limite de Resistência obtidos a partir do ensaio de tração, para os dois materiais nos três sentidos (0°, 45° e 90°).

É muito importante considerar que todos os ensaios mecânicos, são ensaios estáticos e realizados a temperatura ambiente, em torno de 22°C, para uma análise mais completa da performance mecânica dos materiais deve-se avaliar a influência dinâmica dos mesmos a partir da realização de ensaios de fadiga, que não foram feitos neste trabalho.

Outro ponto importante a se considerar é que existe uma forte influência da temperatura no desempenho destes materiais, principalmente no material austenítico AISI 321, que pode chegar a ter o dobro do coeficiente de dilatação térmica quando comparado com o aço DIN 1.4509 [10], então esta questão também deve ser considerada no projeto, principalmente se a peça for submetida a temperaturas elevadas e esforços cíclicos.

5.5 Textura Cristalográfica

Como já comentado, neste trabalho foram utilizadas duas metodologias distintas para medição e apresentação da textura cristalográfica, sendo que as ODFs foram obtidas a partir de difração de raios-X, na superfície e no centro da espessura, enquanto as figuras de pólo inversa foram adquiridas a partir de Microscopia Eletrônica de Varredura utilizando a técnica de difração de elétrons

(EBSD). Os resultados se complementam e permitem que uma análise completa da textura destes materiais seja feita.

Conforme indicado pelas referências consultadas neste trabalho, a análise da textura é crucial para avaliar com detalhes o comportamento do material no processo de conformação, além de ser um ótimo indicativo para o entendimento das propriedades mecânicas e anisotropia.

5.5.1 Resultados de Textura via Difração de Raios-X (ODFs)

As ODFs foram obtidas para todos os ângulos de φ_2 , com o mesmo variando com um incremento de 5° , até atingir 90° , porém como o objetivo da análise é verificar o desempenho do material no processo de estampagem apenas alguns ângulos serão considerados, como a literatura indica, o ângulo de 45° é um ângulo de referência para avaliação da presença de importantes fibras [71] e o ângulo de 0° também complementa esta análise.

As referências das principais fibras com φ_2 nestes dois ângulos pode ser avaliada com detalhes na Figura 56, para os aços com estrutura CCC e na Figura 57, para os aços com estrutura CFC.

Figura 97 - ODFs do aço DIN 1.4509, com φ_2 variando de 0° a 90° . a) ODFs da Superfície b) ODFs do Centro da espessura.

Figura 98 – ODFs do aço AISI 321, com ϕ_2 variando de 0° a 90°. a) ODFs da Superfície b) ODFs do Centro da espessura.

O primeiro ponto que deve ser considerado nas ODFs representadas pela Figura 97 e pela Figura 98 é que não há uma grande dispersão entre os resultados encontrados na superfície do material e no centro da espessura, as intensidades estão bem coerentes para todos os ângulos.

Para o aço DIN 1.4509, ao avaliar a ODF com ϕ_2 em 45° é possível verificar uma forte intensidade de fibra gama, que segundo a literatura é uma fibra extremamente favorável para o desempenho positivo do material no processo de conformação [78], a deformação a frio é um fator importante da formação desta textura favorável para uma boa estampabilidade, quanto maior for a deformação a frio maior será a formação de fibra gama na estrutura do material [76], este efeito pode ser melhor observado na Figura 99.

Além da deformação a frio, o ajuste da composição química também é importante para este controle, caso o material tenha alto nível de Carbono e Nitrogênio em solução, ou na forma de certos precipitados, existirá uma redução na formação desta textura preferencial para a estampagem, por outro lado, a adição de Titânio e Nióbio na liga tem um efeito inverso, já que em solução sólida estes elementos otimizam a formação da textura preferencial para estampagem [78].

Figura 99 - Influência da redução a frio na formação de fibra gama em alguns aços produzidos pela Aperam South America [Acervo do Autor].

Ainda considerando as ODFs do aço DIN 1.4509, ao se observar as imagens para φ_2 em 0° é possível verificar que a intensidade de fibra teta, fibra que é prejudicial ao processo de estampagem [76], é muito baixa quando comparada com a intensidade de fibra gama, indicando que o material inoxidável ferrítico terá coeficientes de anisotropia maiores, e portanto durante um processo de estampagem este material terá um bom desempenho, com as deformações ocorrendo preferencialmente no plano da chapa e conservando a espessura durante o processo.

Continuando a análise para o aço AISI 321, a literatura indica que os materiais com baixa energia de falha de empilhamento, caso dos aços inoxidáveis austeníticos, possuem em sua estrutura uma alta intensidade de fibra alfa, onde orientações do tipo Latão e Goss estão presentes [85]. Usando como referência os ábacos da Figura 57, percebe-se ao observar as ODFs com φ_2 em 0° e 45° que o material tem realmente uma forte presença de fibra alfa, com orientações tipo Latão e Goss bem evidentes, confirmando os dados expostos pela literatura.

É importante reforçar que a fibra alfa dos aços com estrutura cúbica de face centrada tem orientação $\langle 110 \rangle \parallel \text{DN}$, enquanto a fibra alfa dos aços com estrutura cúbica de corpo centrado tem orientação $\langle 110 \rangle \parallel \text{DL}$, portanto não devem ser confundidas.

5.5.2 Resultados de Textura via EBSD

A análise de textura via EBSD é bastante versátil, podendo avaliar a estrutura com os grãos individualmente, ou com regiões específicas do material que englobam diversos grãos, para cada um dos materiais ensaiados neste trabalho foram considerados mais de 2500 grãos na análise de textura via EBSD, o que proporciona uma alta confiabilidade dos resultados.

Em complementação aos resultados do DRX, os dados obtidos a partir da análise via EBSD, além de indicarem a presença das orientações preferenciais, também geram uma quantificação das fases em percentual da estrutura. Neste capítulo serão apresentadas as figuras de pólo inversas para a direção normal à laminação do material, que são as figuras com as principais orientações para estes aços.

É possível verificar na Figura 100, referente ao aço DIN 1.4509, que o resultado da análise via EBSD é bastante consistente com a análise via DRX, visto que a cor azul representa a fibra gama e a cor vermelha representa a fibra teta e é possível verificar uma maior concentração de fibra gama em relação a fibra teta, conforme já havia sido constatado na análise das ODFs. O resultado do EBSD ainda permite a realização de uma quantificação destas fases, onde o percentual de fibra gama ficou em 31,4% e o percentual de fibra teta ficou em 10,2%, ao correlacionar os dois é possível verificar que temos um coeficiente fibra gama/fibra teta de 3,1, o que é positivo para o processo de estampagem e justifica o bom desempenho do aço ferrítico neste processo.

Figura 100 - Mapa EBSD, para a direção normal do aço DIN 1.4509, com a figura de pólo inversa e a quantificação das principais orientações.

Figura 101 - Mapa EBSD, para a direção normal do aço AISI 321, com a figura de pólo inversa e a quantificação das principais orientações.

5.6 Anisotropia

Os resultados de anisotropia também foram obtidos a partir do ensaio de tração e serão apresentados em forma gráfica, para tal, novamente serão consideradas as médias das medições dos cinco corpos de prova em cada direção de laminação.

Para obtenção dos resultados de R , foram coletados os valores de deformação a 15%, a partir da extensometria de vídeo avançada e os resultados foram aplicados na Equação 3.22.

Figura 102 - Coeficientes de Lankford em relação à direção de laminação para os materiais ensaiados.

Os resultados apresentados na Figura 102 comprovam as diferenças no modo de deformação para cada um dos materiais, pois como já foi comentado, o coeficiente Lankford elevado indica que o material tem uma maior capacidade de resistir ao afinamento, priorizando as deformações planares, ou seja, na largura e no comprimento do blank [49]. Para o aço AISI 321 a 0° e a 90° o coeficiente ficou consideravelmente abaixo de 1, ou seja, indicando que o material preferencialmente vai perder espessura durante o processo de conformação, a 45° o resultado ficou acima, porém muito próximo de 1.

Para o aço ferrítico DIN 1.4509 é possível avaliar o efeito contrário a 0° e a 90° , sendo que a 90° o valor de R ficou consideravelmente acima de 1, indicando que se submetido a um processo de estampagem com o blanque posicionado nesta direção, o material apresentaria um bom desempenho, considerando a manutenção da espessura inicial.

Também é possível concluir que 45° em relação à laminação é a pior direção para o desempenho do material no processo de estampagem, já que o coeficiente de Lankford ficou abaixo de 1, ou seja, o material está preferencialmente perdendo espessura do que as dimensões do plano, então o blanque tende a sofrer um rápido afinamento, como o alongamento uniforme é baixo, o material iniciará rapidamente o processo de estricção e chegará à fratura. Essa informação é importante para o processo, principalmente quando se utilizam blanques circulares, sem dispositivo de posicionamento, pois há um maior risco deste blanque ser posicionado a 45° do sentido de laminação e a peça apresentar problemas durante o processo de estampagem.

Os resultados apresentados na Figura 102 se justificam também pela textura cristalográfica do material ferrítico, uma vez que a forte intensidade de fibra gama melhora o desempenho deste material no processo de conformação e aumentam os coeficientes de anisotropia [78]. O material DIN 1.4509 tem forte presença desta componente, pois como já comentado, o processo produtivo foi desenvolvido para isso, com composição química adequada e taxas de redução a frio controladas [76]. É importante comentar também que não há uma dispersão grande dos resultados de textura entre a superfície do aço e o centro da espessura, o que também não irá afetar o desempenho do material em uma operação de conformação, mais uma vez, validando os resultados positivos encontrados.

Aplicando as equações 3.23 e 3.24 nos coeficientes de Lankford encontrados também é possível obter os valores de anisotropia normal e anisotropia planar para os dois materiais. Os resultados para anisotropia normal serão apresentados em forma gráfica na Figura 103 e os resultados para anisotropia planar serão apresentados na forma gráfica na Figura 104.

Figura 103 - Comparação dos coeficientes de anisotropia normal entre os materiais ensaiados.

Os resultados apresentados na Figura 103 complementam a análise do coeficiente de Lankford para as três direções e indicam que o material ferrítico DIN 1.4509 tem uma melhor capacidade de resistir ao afinamento durante o processo quando comparado com o aço AISI 321, porém este resultado não deve ser analisado sem o contexto do desempenho dos dois materiais, pois o aço AISI 321, apesar de ter uma maior tendência ao afinamento, também tem uma capacidade maior de conformação devido aos parâmetros metalúrgicos já discutidos anteriormente.

A forte intensidade de fibra gama versus a baixa intensidade de fibra teta, proporciona um aumento no coeficiente de anisotropia normal, conforme os resultados apresentados por J.J Jonas, et.all [78], que também estão indicados na Figura 58, justificando também a influência positiva nos resultados de anisotropia normal do aço inoxidável ferrítico.

Figura 104 - Comparação dos resultados de anisotropia planar entre os materiais ensaiados.

O coeficiente de anisotropia planar indica uma diferenciação de comportamento que o material pode apresentar no plano da chapa, basicamente este coeficiente mede a tendência de formação de orelhas no blanche após o processo de conformação. Para aços que apresentam o valor de Δr maior do que zero a formação de orelhas acontecerá a 0° e 90° do sentido de laminação, que é o que foi encontrado para o aço DIN 1.4509 e quando o valor de Δr é menor do que zero as orelhas se formarão a 45° e a 135° , que é o caso do AISI 321 [78].

Novamente, esta característica precisa ser avaliada junto com todo o contexto da análise da estampagem, pois a literatura indica que o valor de Δr deve ser minimizado o máximo possível em conjunto com o incremento da anisotropia normal, para que o material tenha um desempenho otimizado no processo de conformação [76], além disso, o fenômeno de formação de orelhas deve ser conhecido e considerado no projeto, para que o design da peça e do blanche sejam feitos de acordo com a formação das mesmas.

5.7 Ensaio Erichsen

Como já comentado o ensaio foi realizado em duas condições distintas para os dois materiais, sendo uma somente com lubrificação e outra com lubrificação e aplicação de filme de PVC, justamente para reduzir o efeito do atrito da ferramenta na superfície do material. Os resultados do Índice Erichsen, assim como as cargas médias da máquina durante o ensaio, serão apresentados na forma gráfica para cada material, assim como os valores de carga para cada resultado.

Figura 105 - Resultados do Ensaio Erichsen, na condição apenas com Lubrificante, evidenciando os IE's e as cargas médias da máquina.

Figura 106 - Resultados do Ensaio Erichsen, na condição com Lubrificante + PVC, evidenciando os IE's e as cargas médias da máquina.

O primeiro ponto que se pode observar é que não existe uma dispersão muito grande entre os resultados, ou seja, os materiais apresentaram desempenho próximo, mas como já era esperado, o aço austenítico apresentou Índices Erichsen superiores ao aço DIN 1.4509, indicando que este material tem um desempenho otimizado em um processo de estiramento.

Também é possível avaliar que existe uma influência importante do contato do ferramental com a superfície dos aços, já que os índices Erichsen (IE) e as cargas médias durante o ensaio constataam que para a condição com lubrificação otimizada, ou seja, com lubrificante + PVC, houve uma melhoria nos resultados.

Para o IE a variação foi pequena, cerca de 2,5% maior para os dois materiais, porém ao analisar a carga média da máquina durante o ensaio foi possível constatar uma variação importante, com 10% de melhoria em relação a condição com apenas lubrificante.

Este parâmetro é importante, pois ao se replicar estas constatações para um processo de estampagem industrial é possível entender a importância de uma lubrificação adequada das superfícies das amostras e também do ferramental, com o objetivo de se obter melhores resultados no processo e também reduzir efeitos de desgaste na ferramenta e na peça.

Figura 107 - Corpos de prova do Ensaio Erichsen para o aço 1.4509.

Para o aço DIN 1.4509, pode-se avaliar que na superfície do hemisfério originado a partir do avanço do punção existe um aspecto de porosidade, também conhecido como casca de laranja, efeito este que está ligado com a presença de

grãos mais grosseiros neste aço e apesar de não ter um aspecto esteticamente ruim na Figura 107, pode ser indesejado em peças que tenham uma demanda elevada de qualidade superficial, então a alternativa para minimizar este efeito é realizar um polimento superficial nas peças após o processo de conformação.

Outro fator importante a ser avaliado é que os IE's para o aço AISI 321 são maiores do que os do aço DIN 1.4509 em aproximadamente 10% considerando os valores médios. Este é um bom indicativo de processo para considerar que este material apresentará um encruamento durante a deformação, como já foi constatado nos resultados de propriedades mecânicas, pois apesar de atingir um IE maior, a carga da máquina também foi maior.

Para este material foi possível verificar que a influência do contato do ferramental com a superfície do corpo de prova foi praticamente a mesma do que o aço DIN 1.4509, porém o efeito no corpo de prova é distinto, pois para o aço austenítico, com um maior atrito também ocorre um aumento da taxa de deformação e consequentemente um aumento na formação martensítica do material.

Figura 108 - Corpos de prova do Ensaio Erichsen para o aço AISI 321.

Para o aço AISI 321, que tem grãos menos grosseiros, não é possível verificar o efeito de casca de laranja nas amostras, justamente pela diferença no modo de conformação deste material quando comparado com o aço DIN 1.4509, já que este efeito (casca de laranja) ocorre durante a deformação a frio dos grãos, que se deformam de maneira heterogênea e os grãos mais grosseiros se deformam mais do que os menos grosseiros, gerando o efeito diferenciado na superfície, geralmente grãos menores do que ASTM 7, que é o caso do AISI 321 deste trabalho não têm este efeito.

5.8 Ensaio Swift

Para apresentação dos resultados do ensaio Swift será montado um gráfico para cada material indicando os diâmetros de corpo de prova nos quais o material conseguiu conformar o copo e o diâmetro a partir do qual o material não conseguiu realizar a conformação do copo, no mesmo gráfico será apresentado o valor do LDR considerando a metodologia da Equação 3.17. Nesta análise também serão avaliados os resultados do grau de orelhamento dos dois materiais e os mesmos serão apresentados na forma de tabelas a partir do conceito apresentado pela Equação 4.1.

5.8.1 Cálculo do LDR

Figura 109 - Resultados do ensaio Swift para o aço DIN 1.4509

Figura 110 - Resultados do ensaio Swift para o aço AISI 321.

Como já era esperado, o resultado do LDR para o aço DIN 1.4509 é maior do que para o aço AISI 321, mas vale ressaltar que novamente este resultado não pode ser avaliado individualmente pois ele apenas indica que o aço inoxidável ferrítico tem uma maior aptidão ao processo de embutimento quando comparado com o aço inoxidável austenítico e não que um aço é melhor do que outro. Além disso, é possível verificar que não existe uma dispersão muito grande entre os resultados, o que também indica que os materiais teriam um comportamento semelhante.

Este teste é um ótimo indicativo para realizar os ajustes do tamanho de blanque que está sendo utilizado em um processo, é possível aplicar a equação 3.17 e verificar se o LDR encontrado no projeto está acima do LDR calculado a partir do ensaio Swift, o que pode indicar a necessidade de um redimensionamento dos blanques e do ferramental envolvido.

5.8.2 Cálculo do Grau de Orelhamento

Como o aço DIN 1.4509 apresentou um coeficiente de anisotropia planar maior do que 1, o orelhamento acontecerá a 0° e 90° em relação ao sentido de laminação. Já o aço AISI 321 apresentará as orelhas a 45° e a 135° em relação ao sentido de laminação, além disso, pode-se perceber que o grau de orelhamento para o aço austenítico é menor do que para o aço ferrítico, justamente pelos efeitos já discutidos no tópico de anisotropia planar, por isso a altura das orelhas formadas também será menor.

Figura 111 - Conjunto de corpos de prova do ensaio Swift realizado para o aço DIN 1.4509.

Tabela 12 - Resultado do Grau de Orelhamento para o aço DIN 1.4509.

Aço:	P441	Diâmetro do blank (mm)	69	Número de orelhas	4
Material:	505735A 2000B				
	Altura dos Picos (mm)	Altura dos Vales (mm)	Grau de Orelhamento (%)		
Copo Swift	32,83	28,32	14,75		
	31,49	29,01	8,20		
	33,63	29,62	12,68		
	32,27	28,94	10,88		
Media	32,56	28,97	11,63

Figura 112 - Conjunto de corpos de prova do ensaio Swift realizado para o aço AISI 321.

Tabela 13 - Resultado do Grau de Orelhamento para o aço AISI 321.

Aço:	P321A	Diâmetro do blank (mm)	65	Número de orelhas	4
Material:	505274A 4000B				
	Altura dos Picos (mm)	Altura dos Vales (mm)	Grau de Orelhamento (%)		
Copo Swift	27,07	26,39	2,54		
	27,92	26,70	4,47		
	27,81	26,74	3,92		
	27,97	26,27	6,27		
Media	27,69	26,53	4,30		

5.9 Curvas Limites de Conformação (Nakazima)

As curvas limites de conformação são ensaios complementares aos ensaios metalúrgicos, mecânicos e outros de estampagem. Estes resultados serão importantes, pois representam uma condição de processo na qual indica o início da estricção do material e podem ajudar a prever a falha durante a conformação. Como se trata de uma análise comparativa os resultados serão apresentados na forma gráfica, sobrepondo a CLC dos dois materiais, para definição dos eixos serão consideradas a maior deformação em ϵ_1 e o valor de ϵ_2 equivalente para esta deformação.

Figura 113 - CLC's experimentais sobrepostas para o aço DIN 1.4509 e AISI 321.

Os principais modos de deformação podem ser verificados na Figura 41 e correlacionados com as Curvas Limites de Conformação, portanto o lado direito da curva representa a região de estiramento e o lado esquerdo da curva representa a região de embutimento, onde as deformações no plano são priorizadas.

Assim como nos outros ensaios o primeiro parâmetro que chama a atenção nestas curvas é a proximidade das mesmas, mesmo com as diferenças metalúrgicas entre os materiais, isso reforça que em um processo de conformação, caso os ajustes pertinentes em ferramental e processo sejam feitos, os materiais tendem a ter um desempenho semelhante.

Por outro lado, é possível realizar uma análise individualizada do desempenho dos materiais nas regiões de estiramento e embutimento, onde se verifica que o aço ferrítico DIN 1.4509 tem um melhor desempenho na região de embutimento e o aço austenítico AISI 321 tem um melhor desempenho na região de

estiramento. A diferença na região de embutimento é mais significativa, confirmando as diferenças observadas nos valores de anisotropia e LDR dos dois materiais.

Pela lei de conservação do volume, é possível estimar a variação em ϵ_3 e consequentemente determinar qual foi a redução de espessura nos pontos de maior deformação da amostra. Esta é uma análise interessante, pois em um processo de estampagem que esteja enfrentando problemas, se pode coletar o blanche da peça para traçar a malha na superfície com o objetivo de plotar as deformações no diagrama e comparar a distância dos pontos de maior criticidade da peça com a CLC, além de mapear a redução de espessura ao longo da superfície.

Figura 114 - Redução de espessura nos pontos de maior deformação para os dois materiais.

É possível verificar que as regiões com os blanques de maior dimensão apresentaram maiores reduções de espessura, visto que o aumento da área também aumenta o contato da superfície com o ferramental e assim aumenta o atrito entre a peça e o ferramental, intensificando a deformação. Em um processo de estampagem, deve-se considerar este efeito no momento de realizar o dimensionamento dos blanques.

6 CONCLUSÕES

Considerando os objetivos que foram propostos, foi possível fazer uma caracterização completa, em parâmetros metalúrgicos, mecânicos e com testes práticos de estampagem para os dois materiais, AISI 321 e DIN 1.4509. A partir desta caracterização foi possível chegar a algumas conclusões importantes a respeito do desempenho e aplicação no processo de estampagem destas ligas, que serão detalhados abaixo.

6.1 Estrutura Metalúrgica e Características Microestruturais

Conforme discutido na Revisão Bibliográfica, ambos os materiais apresentam diferentes estruturas metalúrgicas que são responsáveis pela diferença no desempenho dos mesmos durante a deformação, enquanto o aço AISI 321 tem uma estrutura CFC, com baixa energia de falha de empilhamento e sistemas de deslizamento compactos e preferenciais para deformação, a estrutura do aço DIN 1.4509 é CCC, com sistemas de deslizamento menos eficientes e discordâncias em hélice, com núcleos não planares, o que acaba dificultando a deformação.

Os materiais apresentaram microestrutura bem recristalizada, com tamanho de grão dentro do padrão típico, tanto nas superfícies quanto no centro da espessura, além de apresentar baixa severidade de precipitados de TiN e Ti (C,N) e com baixa quantidade de ferrita delta na estrutura austenítica do aço AISI 321, estas informações indicam que o material teve um processo produtivo adequado, bem controlado e sem grandes variações que pudessem afetar o desempenho do mesmo nos testes realizados, comprovando os resultados encontrados.

Por outro lado, em uma linha de estampagem industrial podem existir variações do ferramental envolvido no processo e também de lote para lote nas bobinas de aço inoxidável que serão utilizadas, as vezes essa variação pode até mesmo ocorrer dentro de uma mesma bobina, dependendo das condições de recozimento e laminações que o material for submetido, então os resultados

apresentados neste trabalho podem ter variações com os resultados na prática, já que as condições das amostras deste trabalho são as melhores possíveis.

A textura cristalográfica do material ferrítico DIN 1.4509 apresentou valores favoráveis para um bom desempenho em estampagem, segundo as referências consultadas neste trabalho e também segundo a experiência da Aperam South America, esta textura preferencial se deu pelo fato do material ferrítico ter sido produzido em uma condição de processo adequada para tal, ou seja, com composição química otimizada, temperaturas de recozimento e taxas de deformação a frio controladas, assim o material apresentou um desempenho na estampagem praticamente igual ao do aço austenítico AISI 321, apesar de todas as diferenças metalúrgicas e mecânicas entre os aços.

Novamente, o processo de produção deste material foi otimizado para atingir estas propriedades, em um processo industrial a bobina de aço inoxidável ferrítico utilizada pode ter sido produzida em uma linha distinta que não tem todos os controles feitos para garantir uma textura preferencial e na grande maioria das vezes os resultados de textura não são informados nos Certificados de Qualidade, portanto este é um ponto importante a se considerar ao replicar as informações deste trabalho em um processo industrial.

O aço austenítico AISI 321 apresentou intensidades elevadas de texturas típicas deste material, como a textura Latão, além de apresentar uma temperatura $M_d_{50/30}$ consideravelmente alta, o que indica que a liga é instável e sofrerá o fenômeno TRIP facilmente, quando bem controlada, a transformação martensítica por deformação a frio é favorável ao processo de estampagem e proporcionará ao material a capacidade de sofrer grandes níveis de afinamento.

Alguns fatores externos influenciam a formação martensítica, como temperatura do ambiente e intensidade de deformação, então estas características devem ser sempre consideradas.

6.2 Propriedades Mecânicas

As propriedades mecânicas usuais destes materiais, como Dureza, Limite de Escoamento, Limite de Resistência, Alongamento total e uniforme e as curvas tensão versus deformação, representam uma condição uniaxial e são intimamente ligadas com a característica metalúrgica dos aços, ao avaliar estas propriedades o que foi discutido no tópico anterior se confirma e o aço AISI 321 apresenta uma facilidade maior de conformação do que o aço DIN 1.4509, por ter uma curva tensão versus deformação com maior área, representando uma maior tenacidade, mas também por ter alongamentos total e uniforme maiores e com menor diferença entre eles, indicando que o material demorará um tempo maior para iniciar o processo de estricção e consequentemente chegar à fratura.

Estes resultados comprovam que para se comparar o desempenho de um material em relação a outro, não se deve considerar apenas os resultados dos ensaios de tração, já que ao observarmos as CLCs é possível comprovar que o aço ferrítico tem um desempenho próximo do austenítico devido suas características microestruturais, principalmente devido à sua textura preferencial para conformação, os ensaios mecânicos representam uma condição estática e uniaxial e quando replicados à realidade podem nem sempre representar com exatidão as condições de contorno desejadas.

Os coeficientes de Lankford, além dos coeficientes de anisotropia normal e planar comprovaram que o material ferrítico DIN 1.4509 tem uma melhor condição para embutimento quando comparado com o aço austenítico, sendo que ao avaliar o coeficiente de Lankford individualmente, se pode observar que a direção de 90° em relação ao sentido de laminação é a direção com melhor condição para conformação, já que a direção com maior coeficiente de Lankford.

Esta condição é importante e pode ser replicada para um processo industrial, principalmente para dimensionamento e posicionamento dos blanques na prensa, visto que ao se posicionar a região de maior complexidade a 90° do sentido de laminação, pode-se obter um melhor desempenho, por outro lado, a direção de 45° é

a direção com menor coeficiente de Lankford e menor capacidade de conformação, então ao se posicionar o blank nesta direção, o desempenho será reduzido.

Esta não é uma informação que pode ser replicada para todos os aços inoxidáveis ferríticos, visto que os materiais não têm as mesmas características de processo e composição química deste material, porém fazer uma análise da anisotropia é fundamental para obter um controle adequado do desempenho do material em um processo de estampagem, principalmente quando se utilizam simulações computacionais.

6.3 Testes de Estampagem

Como já comentado, as características discutidas acima não podem ser consideradas fora do contexto de processo, já que a estampagem dos materiais envolve muitas outras variáveis, além das propriedades mecânicas e metalúrgicas do material, envolve também aspectos do ferramental, condições de lubrificação e qualidade dos equipamentos e blankes, entre outras. Assim a conclusão sobre o desempenho dos materiais deve considerar também os testes de estampagem.

6.3.1 Ensaio Erichsen

O ensaio Erichsen é capaz de quantificar o desempenho de um material em um processo de estiramento, portanto como já era esperado, o aço AISI 321 apresentou um melhor desempenho quando comparado com o aço DIN 1.4509, apesar de que os IE's encontrados não apresentaram grande diferença entre eles, indicando que o desempenho das duas ligas foi parecido neste ensaio.

Além disso, como também se realizou o ensaio com uma condição otimizada de lubrificação, ou seja, com lubrificante + PVC, foi possível verificar que para os dois materiais houve uma redução na carga da máquina e um aumento no IE, isso pode ser replicado para um processo industrial, já que ao se utilizar uma condição melhor de lubrificação se pode economizar energia, melhorar desempenho e qualidade superficial da peça final, consequentemente podendo reduzir custos em um processo industrial.

6.3.2 Ensaio Swift

Este é um ensaio que simula a condição de embutimento dos materiais, calculando o LDR, como já era esperado o aço inoxidável ferrítico DIN 1.4509 apresentou um desempenho superior quando comparado com o aço inoxidável austenítico AISI 321. Este desempenho superior do aço DIN 1.4509 pode ser justificado pelo fato do material ter condições de coeficientes de anisotropia maiores do que o aço AISI 321, então em uma condição de embutimento onde as deformações no plano são importantes para garantir a integridade da espessura, uma maior anisotropia proporciona um melhor desempenho.

6.3.3 Curvas Limites de Conformação

A análise das curvas limites de conformação sobrepostas indicou que os materiais apresentaram limites próximos e apesar das diferenças metalúrgicas. Isso não significa que o material AISI 321 teria um desempenho ruim no processo de conformação, mas sim que o aço ferrítico DIN 1.4509 tem um desempenho muito bom, podendo se equiparar com o aço austenítico.

Este desempenho bom se dá principalmente pela otimização realizada no processo produtivo do material ferrítico, priorizando a formação de uma textura favorável para estampagem a partir de ajustes de composição química e práticas de recozimento, laminação a quente e laminação a frio.

Este resultado pode ser replicado para o processo industrial e mostra que com ajustes de ferramental que priorizem o escoamento do aço para dentro do mesmo, ou seja, priorize a operação de embutimento, o aço ferrítico pode substituir o austenítico. Estes ajustes no ferramental e processo podem ser realizados com a redução de pressão no prensa chapas, redução de velocidade de avanço do punção, atenuação de raios da matriz, tratamentos superficiais adequados para a ferramenta, utilização de lubrificação adequada tanto nos blanques como no ferramental, revisão dos estágios de estampagem da peça e entre outros.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

O trabalho atual abordou apenas uma condição específica de dois materiais com alguns ensaios de estampagem e uma condição estática dos ensaios mecânicos, para trabalhos futuros é pertinente ampliar o intervalo de análises de estampagem, com outros materiais das mesmas famílias e se possível materiais de famílias distintas, como o Duplex, por exemplo, além disso, também se pode abordar a parte mecânica do trabalho com alguns ensaios dinâmicos, como o de fadiga.

Quanto à avaliação da curva tensão versus deformação, sugere-se realizar a derivação dos pontos da curva do aço austenítico com o objetivo de se analisar com maiores detalhes o encruamento do material, que se mostrou bastante interessante devido à instabilidade da liga.

Quanto à curva limite de conformação, como já comentado ao longo do texto, foi analisada somente a condição das deformações (CLC), que é suficiente para entender o comportamento do material em uma operação de embutimento e estiramento, porém seria interessante avaliar a curva limite tensão deformação (FLSD) como complementação dos resultados, pois ela não é dependente do caminho das deformações e abrangeria também as operações com pré-tensionamento.

E se possível, validar os resultados obtidos neste trabalho com testes práticos em peças estampadas, tentando promover a substituição do aço austenítico pelo aço ferrítico.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Koch GH, Brongers MPH, Thompson NG, et al. *Corrosion Costs and Preventive Strategies in the United States (Report No. FHWA-RD-01-156)*. Dublin, Ohio <https://www.nace.org/uploadedFiles/Publications/ccsupp.pdf> (2002, acessado 29 de setembro de 2016).
- [2] Carbó HM. Aço Inoxidável – Aplicações e Especificações. 2001; 1–38.
- [3] Rebello M de C. *O Aço Inoxidável Como Garantia da Segurança Alimentar Dos Produtos Minimamente Processados* <http://www.esalq.usp.br/departamentos/lpv/eventos/palestras/ProcessamentoMinimo2006.pdf> (2006, acessado 29 de setembro de 2016).
- [4] Sato E, Tanoue T. *Present and Future Trends of Materials for Automotive Exhaust System* <http://www.nssmc.com/en/tech/report/nsc/pdf/6403.pdf> (1995, acessado 29 de setembro de 2016).
- [5] Itoh I, Fukaya M, Hisatomi R, et al. *Development of Ferritic Stainless Steel Foil as Metal Support for Automotive Catalytic Converter* <http://www.nssmc.com/en/tech/report/nsc/pdf/6412.pdf> (1995, acessado 29 de setembro de 2016).
- [6] Bolt I de S. *Tendências e Inovações em Aços. Estudo Prospectivo do Setor Siderúrgico*. Brasília http://www.abmbrasil.com.br/epss/arquivos/documentos/2011_4_19_8_46_4_33043.pdf (2008).
- [7] Bastos AL. *Análise do processo de estampagem de chapas de aço através da curva limite de conformação*. Universidade Federal de Santa Catarina, Centro Tecnológico, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais <http://repositorio.ufsc.br/xmlui/handle/123456789/93161> (2009, acessado 29 de setembro de 2016).
- [8] DIN EN 10088-1 - Stainless steels - Part 1: List of stainless steels. 2014; 66.

- [9] SSAS. Introduction to Stainless Steel. *SSAS Information Sheet No.1.1* 2001; 3.
- [10] Davis JR. *Stainless steels - ASM Handbook*. Ohio: ASM International, 1994.
- [11] Roberge PR. *Handbook of corrosion engineering*. McGraw-Hill, 2000.
- [12] Porto JPS. Aços Inoxidáveis Planos. In: Editora Unisinos: *Aços Inoxidáveis Planos*. São Leopoldo, RS: Editora Unisinos, p. 65–126.
- [13] Sheffield RC. *Pickling and Passivating Stainless Steel*. Volume 4.
http://www.worldstainless.org/Files/issf/non-image-files/PDF/Euro_Inox/Passivating_Pickling_EN.pdf (2007, acessado 29 de setembro de 2016).
- [14] di Cunto JC. *Estudo da resistência à corrosão de aços inoxidáveis para uso na parte fria dos sistemas de exaustão de veículos*. Universidade de São Paulo
[http://pelicano.ipen.br/PosG30/TextoCompleto/Julio Cesar di Cunto_M.pdf](http://pelicano.ipen.br/PosG30/TextoCompleto/Julio_Cesar_di_Cunto_M.pdf) (2005, acessado 30 de setembro de 2016).
- [15] Callister WD. *Materials science and engineering: an introduction*. John Wiley & Sons, 2007.
- [16] ASTM A240 / A240M-16a, Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2016, www.astm.org
- [17] ASM International. Handbook Committee. *ASM Handbook Volume 3: Alloy Phase Diagrams*. Volume 3.
- [18] Padilha AF, Plaut RL, Rios PR. Annealing of Cold-worked Austenitic Stainless Steels. *ISIJ Int* 2003; 43: 135–143.
- [19] Angel T. Formation of martensite in austenitic stainless steel. *J Iron Steel Inst* 1954; 177: 165–174.

- [20] NOHARA K, ONO Y, OHASHI N. Composition and Grain Size Dependencies of Strain-induced Martensitic Transformation in Metastable Austenitic Stainless Steels. *Tetsu-to-Hagane* 1977; 63: 772–782.
- [21] Padilha AF, Rios PR. Decomposition of Austenite in Austenitic Stainless Steels. *ISIJ Int* 2002; 42: 325–327.
- [22] Padilha AF, Tavares CF, Martorano MA. Delta Ferrite Formation in Austenitic Stainless Steel Castings. *Mater Sci Forum* 2012; 730–732: 733–738.
- [23] F. C. Hull. Delta Ferrite and Martensite Formation in Stainless Steels. *Suppl to Weld J* 1973; 193 to 203.
- [24] Chris Schuh. 3.40J *Physical Metallurgy*. Outono de 2009. Massachusetts Institute of Technology: MIT OpenCourseWare, <https://ocw.mit.edu>. Licença: [Creative Commons BY-NC-SA](https://creativecommons.org/licenses/by-nc-sa/4.0/).
- [25] Farkas D, Schon CG, De Lima MSF, et al. Embedded atom computer simulation of lattice distortion and dislocation core structure and mobility in Fe-Cr alloys. *Acta Mater* 1996; 44: 409–419.
- [26] Borovikov V, Mendelev MI, King AH, et al. Effect of stacking fault energy on mechanism of plastic deformation in nanotwinned FCC metals. *Model Simul Mater Sci Eng* 2015; 23: 55003.
- [27] Hull D, Bacon DJ, Hull D, et al. Chapter 5 – Dislocations in Face-centered Cubic Metals. In: *Introduction to Dislocations*. 2011, p. 85–107.
- [28] Karaman I, Sehitoglu H, Chumlyakov YI, et al. The deformation of low-stacking-fault-energy austenitic steels. *JOM* 2002; 54: 31–37.
- [29] Lu J, Hultman L, Holmström E, et al. Stacking fault energies in austenitic stainless steels. *Acta Mater* 2016; 111: 39–46.
- [30] Catálogo V304UF - Villares Metals
<http://www.villaresmetals.com.br/villares/pt/Produtos/Acos-Inoxidaveis/Austeniticos/V304UF> (acessado 21 de janeiro de 2017).

- [31] Lacombe P, Baroux B, Béranger G. *Stainless Steel*. 1993.
- [32] Faria RA. *Efeito da composição química de aços inoxidáveis ferríticos no desempenho de juntas soldadas pelo processo arco metálico gasoso (SAMG)*. Universidade de São Paulo, 2000.
- [33] Barbosa AD, Sousa FM, Carvalho JAN de, et al. Avaliação da sensitização em aços inoxidáveis ferríticos estabilizados e não estabilizados usando-se a técnica reativação eletroquímica potenciocinética em meio sulfúrico. *Tecnol em Metal Mater e Mineração* 2006; 3: 39–44.
- [34] Botton T. *Estudo comparativo da resistência à corrosão em meio ácido e em meio contendo cloreto dos aços inoxidáveis UNS S44400, UNS 30403 e UNS S31603, obtidos por laminação a quente*. Universidade de São Paulo, 2008.
- [35] Gordon W, van Bennekom A. Review of stabilisation of ferritic stainless steels. *Mater Sci Technol* 1996; 12: 126–131.
- [36] Kuzucu V, Aksoy M, Korkut MH, et al. The effect of niobium on the microstructure of ferritic stainless steel. *Mater Sci Eng A* 1997; 230: 75–80.
- [37] Lula R (org). *Toughness of Ferritic Stainless Steels*. 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International. Epub ahead of print 1 de janeiro de 1980. DOI: 10.1520/STP706-EB.
- [38] *Iron and Steel Manufacturing*
http://www.ifc.org/wps/wcm/connect/7786e08048855c2a8b44db6a6515bb18/ironsteel_PPAH.pdf?MOD=AJPERES (2007).
- [39] Cunha MN. *Análises de Inclusões não Metálicas no Aço Inoxidável Ferrítico 409*. UFMG, 2015.
- [40] Padilha AF, Siciliano Junior F. *Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura*. 3ª ed. rev. e . São Paulo: ABM, 2005.
- [41] Helman H, Cetlin PR. *Fundamentos da conformação mecânica dos metais*. 2ª. Artliber, 2005.

- [42] Schaeffer L. *Conformação de Chapas Metálicas*. 1º ed. Porto Alegre, RS, 2004.
- [43] Hassan MA, Saleh MAE, Takakura N, et al. Effect of bulge shape on wrinkling formation and strength of stainless steel thin sheet. *Mater Des* 2012; 42: 37–45.
- [44] Schaeffer L. *Conformação Mecânica - Cálculos Aplicados Em Processos De Fabricação*. 2007.
- [45] Schaeffer L. Fundamentos do projeto de ferramentas para o processo de estampagem. *Ferramental*, 2006, p. 31–36.
- [46] Colgan M, Monaghan J. Deep drawing process: analysis and experiment. *J Mater Process Technol* 2003; 132: 35–41.
- [47] Doege E, Hallfeld T, Khalfalla Y, et al. Metal Working: Stretching of Sheets. In: *Reference Module in Materials Science and Materials Engineering*. 2016. Epub ahead of print 2016. DOI: 10.1016/B978-0-12-803581-8.03361-0.
- [48] Doege E, El-Dsoki T. Deep-drawing cracks - stretching cracks: Two different types of cracks in deep-drawing processes. *J Mater Process Technol* 1992; 32: 161–168.
- [49] Hosford WF, Caddell RM. *Metal Forming: Mechanics and Metallurgy*. 3rd ed. New York: Cambridge University Press, 2007.
- [50] Qin S, Shang HM, Tay CJ, et al. On the extent of stretching during deep drawing. *J Mater Process Technol* 1996; 59: 386–390.
- [51] Jorge Jr. AM, Paula A dos S, Pinto AL, et al. *Textura e Relações de Orientação*. São Paulo, 2003.
- [52] ASTM E8 / E8M-13, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2013, www.astm.org

- [53] Fredel MC, Ortega P, Bastos E. *Propriedades Mecânicas: Ensaio Fundamentais*. Volume 1. <http://cermat.ufsc.br/wp-content/uploads/2015/03/APOSTILA-DO-LABORATORIO-DE-PROPRIEDADES-MEC-160315.pdf> (2015).
- [54] Hollomon JH. Tensile deformation. *Trans Am Inst Mech Eng* 1945; 162: 268–277.
- [55] *ASTM E643-15, Standard Test Method for Ball Punch Deformation of Metallic Sheet Material*, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2015, www.astm.org
- [56] Campos HB, Butuc MC, Grácio JJ, et al. Theoretical and experimental determination of the forming limit diagram for the AISI 304 stainless steel. *J Mater Process Technol* 2006; 179: 56–60.
- [57] Xu L, Barlat F, Ahn DC, et al. Forming limit and fracture mechanism of ferritic stainless steel sheets. *Mater Sci Eng A* 2011; 528: 3113–3121.
- [58] Keeler SP. *Plastic instability and fracture in sheets stretched over rigid punches*. Massachusetts Institute of Technology, Boston, MA, 1961.
- [59] Goodwin GM. Application of Strain Analysis to Sheet Metal Forming Problems in the Press Shop. SAE Paper número 680093, 1968.
- [60] Bong HJ, Barlat F, Lee M-G, et al. The forming limit diagram of ferritic stainless steel sheets: Experiments and modeling. *Int J Mech Sci* 2012; 64: 1–10.
- [61] Chinouilh G, Toscan F, Santacreu PO, et al. Forming Limit Diagram Prediction of Stainless Steels Sheets. SAE Paper número 2007-01-0338, 2007.
- [62] Kumar SD, Amjith TR, Anjaneyulu C. Forming Limit Diagram Generation of Aluminum Alloy AA2014 Using Nakazima Test Simulation Tool. *Procedia Technol* 2016; 24: 386–393.
- [63] *ASTM E2218-15, Standard Test Method for Determining Forming Limit Curves*, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2015, www.astm.org

- [64] SANAY B. *Prediction of plastic instability and forming limits in sheet metal forming*. MIDDLE EAST TECHNICAL UNIVERSITY <https://etd.lib.metu.edu.tr/upload/12612486/index.pdf> (2010).
- [65] Kulkarni MS, Gajjal SY. Review of Sheet Metal Forming Analysis. *SSRG Int J Mech Eng*; 2 www.internationaljournalssrg.org (2015, acessado em 19 de maio de 2017).
- [66] Rathod KK, Gohil MD, Shah DR. Stress Based Forming Limit. *Int J Sci Eng Res*; 4 <http://www.ijser.org> (2013, acessado 19 de maio de 2017).
- [67] Charca Ramos G, Stout M, Bolmaro RE, et al. Study of a drawing-quality sheet steel. I: Stress/strain behaviors and Lankford coefficients by experiments and micromechanical simulations. *Int J Solids Struct* 2010; 47: 2285–2293.
- [68] Lankford WT, Snyder SC, Bausher JA. New criteria for predicting the press performance of deep drawing sheets. *Trans Am Soc Met* 1950; 42: 1197–1232.
- [69] Hosford WF. *Mechanical Behavior of Materials*. Cambridge: Cambridge University Press, 2005.
- [70] Carramanhos DM. *Texturas de deformação e recristalização de aços inoxidáveis ferríticos dos tipos AISI 430 e 409*. Instituto Militar de Engenharia, 2006.
- [71] Suwas S, Ray RK. *Crystallographic Texture of Materials*. London: Springer London, 2014.
- [72] Cullity B. *Elements of X-ray diffraction*. 1st ed. Reading Mass.: Addison-Wesley Pub. Co. <http://www.worldcat.org/title/elements-of-x-ray-diffraction/oclc/538098> (1956).
- [73] Viana CS da C. Texturas de transformação de fases. 2001; 131–143.
- [74] Wever F. Über die Walzstruktur kubisch kristallisierender Metalle. *Zeitschrift für Phys* 1924; 28: 69–90.

- [75] Takanohashi R. *Efeito do tamanho de grão inicial e de um recozimento intermediário na microestrutura, textura cristalográfica e propriedades magnéticas de aços elétricos*. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo <http://www.bv.fapesp.br/pt/bolsas/87308/efeito-do-tamanho-de-grao-inicial-e-de-um-recozimento-intermediario-na-microestrutura-textura-crist/> (2000, acessado 27 de abril de 2017).
- [76] Ray RK, Jonas JJ, Butrón-Guillén MP, et al. Transformation Textures in Steels. *ISIJ Int* 1994; 34: 927–942.
- [77] Castro, N. A. Controle da textura e da microestrutura durante o processo de fabricação de aços elétricos semiprocessados [tese]. São Paulo: , Escola Politécnica; 2007 [citado 2017-06-07]. doi:10.11606/T.3.2007.tde-02042008-171947
- [78] Ray RK, Jonas JJ, Hook RE. Cold rolling and annealing textures in low carbon and extra low carbon steels. *Int Mater Rev* 1994; 39: 129–172.
- [79] Engler O, Randle V. *Introduction to Texture Analysis. Macrotexture, Microtexture and Orientation Mapping*. 2nd Edition. CRC Press, 2010.
- [80] Roe R. Description of Crystallite Orientation in Polycrystalline Materials. III. General Solution to Pole Figure Inversion. *J Appl Phys* 1965; 36: 2024–2031.
- [81] Bunge HJ. *Texture Analysis in Materials Science*. Butterworths, Londres, 1982.
- [82] Bunge H. *Mathematische Methoden der Texturanalyse*. Berlin: Akademie-Verlag <http://www.worldcat.org/title/mathematische-methoden-der-texturanalyse/oclc/489891918> (1969).
- [83] Raabe D. Crystallographic Textures of Hot Rolled Steels. 26.
- [84] Jamaati R, Toroghinejad MR, Sonboli A, et al. Annealing texture of nanostructured steel-based composite. *Mater Sci Eng A* 2015; 639: 604–614.

- [85] Oh KH, Jeong JS, Koo YM, et al. The evolution of the rolling and recrystallization textures in cold-rolled Al containing high Mn austenitic steels. *Mater Chem Phys* 2015; 161: 9–18.
- [86] Filho AF, de Lima LMG, Padilha AF, et al. Controle da microestrutura e da textura de chapas de aço baixo carbono para estampagem. 2001; 189–204.
- [87] Sonboli A, Toroghinejad MR, Edris H, et al. Effect of deformation route and intermediate annealing on magnetic anisotropy and magnetic properties of a 1wt% Si non-oriented electrical steel. *J Magn Magn Mater* 2015; 385: 331–338.
- [88] *ASTM A480 / A480M-16b, Standard Specification for General Requirements for Flat-Rolled Stainless and Heat-Resisting Steel Plate, Sheet, and Strip*, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2016, www.astm.org
- [89] ASTM E112-13, Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2013, www.astm.org
- [90] ASTM E45-13, Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2013, www.astm.org
- [91] Guida RB. *Comparação da Estampabilidade de Chapas de Aço Inoxidável Ferrítico Estabilizado ao Nióbio Obtidas Através de duas Rotas de Fabricação*. UFMG, 2006.
- [92] Bain EC, Paxton HW. *Alloying elements in steel*. American Society for Metals, 1961.
- [93] Cunha MA da, Oliveira TR de, Gonçalves IN. Estriamento (roping) em aços inoxidáveis ferríticos AISI 430 estabilizados ao Nióbio. *Tecnol em Metal e Mater* 2009; 5: 150–155.
- [94] McGrath MC, Van Aken DC, Medvedeva NI, et al. Work hardening behavior in a steel with multiple TRIP mechanisms. Epub ahead of print 15 de setembro de 2012. DOI: 10.1007/s11661-013-1820-x.
- [95] Schafer RW. What Is a Savitzky-Golay Filter? *IEEE Signal Process Mag*; 111. Epub ahead of print 2011. DOI: 10.1109/MSP.2011.941097.